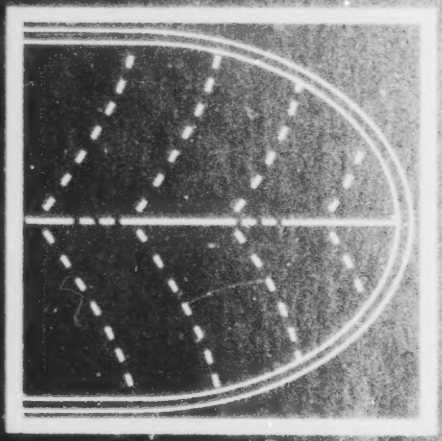
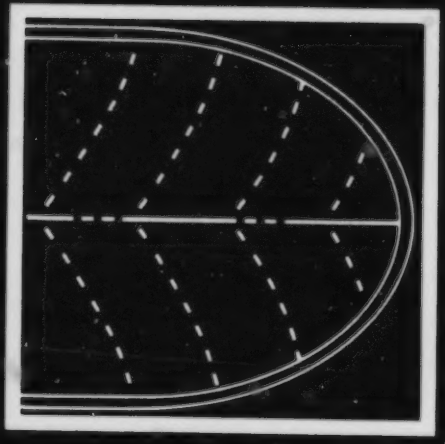
RUPTURE CONTRÔLE SÛRETÉ



RUPTURE
CONTRÔLE
SÛRETÉ

RUPTURE
CONTRÔLE
SÛRETÉ



Liste des auteurs

J.P. Bailon	École Polytechnique, Montréal
C. Bathias	Université de Technologie de Compiègne
H.D. Bui	Électricité de France et École Polytechnique, Paris
J.F. Chrétien	Université de Technologie de Compiègne
F.X. De Charentenay	Université de Technologie de Compiègne
Y. D'Escatha	Bureau de contrôle de la construction nucléaire, Dijon
J.C. Devaux	Framatome, Châlons-sur-Saône
J.I. Dickson	École Polytechnique, Montréal
D. François	Université de Technologie de Compiègne
J. Marandet	Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (IRSID, St-Germain-en-Laye)
J. Masounave	Institut de Génie des Matériaux, Montréal
J. Odorico	SNIAS, Suresne
J. Thomas	Failure Analysis Associates, Palo Alto
W. Tyson	Engineering and Metal Physics Section, PMRL, CANMET, Ottawa

Table des matières

Avant-propos XVII

Préface XIX

Remerciements XXI

Première partie

RUPTURE

Chapitre 1
H.D. Bui

Introduction à la mécanique de la rupture

1 Introduction 3

2 Description générale .. 4

3 Mécanique de la rupture fragile et quasi fragile 6

3.1 Facteurs d'intensité des contraintes 6

3.2 Bilan d'énergie 8

3.3 Propagation de fissure de fatigue 9

3.4 Déviation de fissure 11

4 Paramètres caractéristiques des fissures 15

4.1 Élasticité 15

4.2 Viscosité 17

4.3 Plasticité 18

5 Quelques exemples de solutions de problèmes de fissure en plasticité 26

5.1 Fissure en mode I 26

5.2 Fissure en mode III 27

5.3 Solution complète avec zone d'élaboration 28

6 Théorie tridimensionnelle de la rupture fragile 31

7 Théorie de la propagation de fissure de fatigue 33

7.1 Modèles plastiques 34

7.2 Modèles de dissipation .. 34

7.3 Modèle tridimensionnel .. 34

8 Propagation dynamique 38

9 Calcul des facteurs d'intensité des contraintes 43

9.1 Méthodes de résolution . 43

9.2 Ouverture de fissure et facteur d'intensité 45

Chapitre 2
J.I. Dickson
J.P. Bailon
J. Masounave

Rupture fragile

Première partie

1 Rupture par clivage 53
1.1 Théorie classique 53
1.2 Propagation et initiation du clivage 56
1.3 Mesures de la contrainte de clivage σ_f et relation entre K_{Ic} et σ_f 69
1.4 Règles et modèles pour prédire la fragilité 80
1.5 La transition ductilité–fragilité 81
1.6 L'influence de la microstructure 84
1.7 Conclusion 88

Deuxième partie

2 La rupture intergranulaire 93
2.1 Introduction 93
2.2 Rupture intergranulaire due à une précipitation aux joints 94
2.3 Rupture intergranulaire due à une ségrégation aux joints de grains 96
2.4 Rupture intergranulaire des métaux cubiques centrés 107
2.5 Rupture intergranulaire des métaux cubiques à faces centrées 107
2.6 Rupture intergranulaire des céramiques 108
2.7 Rupture intergranulaire en fatigue 109
2.8 Rupture intergranulaire au revenu de détente 111
2.9 Les mécanismes et la mécanique de la rupture intergranulaire 113

Chapitre 3
W. Tyson

Rupture élasto-plastique et ductile

Introduction 117
Contrainte et déformation en tête de fissure 120
Méthodes d'essai 128
Microstructure et ténacité en rupture ductile 132
Résumé 140

Appendice A

Espacement entre les inclusions 141
Estimation d'une fraction volumique d'inclusion d'après la composition 141
Estimation de la taille des particules d'après des coupes (planes) 142
Estimation de l'espacement interparticules 142

Chapitre 4
C. Bathias

Résistance à la rupture – Courbe R

1 Introduction 147

2 Concept de la courbe R 148

2.1 Critère de Griffith 148

2.2 Hypothèse d'Irwin 149

2.3 Hypothèse de Krafft 150

2.4 Hypothèse de Rice 150

2.5 Application pratique 150

3 Procédure de détermination des courbes R 152

3.1 Principe des essais 152

3.2 Mise en oeuvre des essais 155

4 Normalisation de la détermination des courbes R 157

4.1 Domaine de validité 157

4.2 Précision des méthodes de calcul 160

4.3 Mise en oeuvre expérimentale 160

4.4 Remarques pour les alliages d'aluminium 162

5 Exploitation des résultats 162

5.1 Influence de la longueur initiale de fissure 162

5.2 Modélisation de la courbe R 167

6 Résultats expérimentaux 169

7 Conclusion 171

Chapitre 5
F.X. de Charentenay

Rupture viscoélastique

1 Introduction 175

2 Viscoélasticité 175

3 Seuil d'écoulement 177

4 Mécanique de la rupture viscoélastique . 178

5 Études expérimentales 179

5.1 Fissurations lentes 179

5.2 Fatigue 182

6 Conclusion 188

Deuxième partie CONTRÔLE

Chapitre 6 J.F. Chrétien

Les méthodes de contrôle non destructif

1 Introduction 193
2 Contrôle par ressuage . 194
3 Contrôle par magnétoscopie 195
4 Contrôle radiographique 195
4.1 Principe 195
4.2 Sources de rayonnements 196
4.3 Film radiographique et écrans renforçateurs 197
4.4 La qualité des images radiographiques 198
4.5 Examen des clichés 198
4.6 Évaluation des techniques radiographiques 199
5 Contrôle par ultra-sons 199
5.1 Principe 199
5.2 Transducteurs et appareillage 201
5.3 Méthodes de contrôle ... 202
5.4 Mode de représentation . 203
5.5 Procédures de contrôle .. 203
5.6 Dimensionnement des défauts 204
5.7 Développement futur 205
6 L'émission acoustique . 205
6.1 Définition 205
6.2 Émission acoustique et déformation plastique ... 206
6.3 Émission acoustique et mécanismes de rupture .. 206
6.4 Détection et analyse 206
6.5 Application aux CND 207
7 Contrôle par courants de Foucault 207
7.1 Principe 207
7.2 Procédure de contrôle par C.F. 208
7.3 Évolution future 208
8 Méthodes diverses 208

Chapitre 7 B. Marandet

Évaluation simple de la ténacité pour le suivi de la qualité des matériaux

1 Introduction 211
2 Essai de flexion par choc d'éprouvettes ISO-V au mouton-pendule Charpy 214
2.1 Corrélations entre K_{Ic} et KV au palier ductile supérieur des courbes de transition 216
2.2 Corrélation entre K_{Ic} et KV dans la partie basse et montante des courbes de transition 220

2.3 Base de choix d'une qualité d'acier 230

3 L'essai de flexion lente ou par choc d'éprouvettes ISO entaillées en V ou pré-fissurées par fatigue 236

3.1 Corrélation entre K_{Ic} et l'énergie spécifique de rupture $(U/B)_c$ en flexion lente 237

3.2 Corrélations entre K_{Ic} et la contrainte nominale de rupture σ_n en flexion lente 242

3.3 Corrélations entre K_{Ic} et l'énergie de crique nulle ECO en flexion par choc . 246

4 L'essai de déchirure dynamique «Dynamic Tear Test» 250

4.1 Corrélations entre les résultats d'essais DT et les critères de ténacité NDT, K_{Ic}, K_{Id} dans le domaine de transition des aciers à basse et moyenne résistance 253

4.2 Corrélations entre K_{Ic} et l'énergie de rupture DT en régime de déchirure ductile 253

4.3 Évaluation de K_{Ic} à partir de l'énergie de rupture DT 256

5 L'essai de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées . 258

5.1 Corrélations entre K_{Ic} et le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS} 261

5.2 Procédure type pour le contrôle de la qualité des matériaux 264

6 Relations entre la ténacité et les propriétés mécaniques de traction 267

6.1 Ruptures de type fragile . 268

6.2 Ruptures de type ductile . 271

7 Conclusions 276

Chapitre 8
J. Odorico

Méthodologie du contrôle

1 Introduction 283

2 Le CND, l'un des outils de l'assurance qualité . 284

3 Formation et certification des opérateurs CND 285

Niveau 1 285

Niveau 2 286

Niveau 3 286

4 Valeurs seuils et valeurs sûres en C.N.D. 290

5 Outils pour l'opération de CND 299

6 Philosophie de conception, influence sur les opérations de CND 299

7 Utilisation du CND aux différentes phases conduisant à la réalisation et à la maintenance des appareils 303

8 Perspectives d'avenir – Conclusions 303

Annexe – Quelques exemples d'opération de C.N.D.

1 Chez le fournisseur de demi-produits 305
1.1 Contrôle rayons X sur pièces coulées 305
1.2 Tôles épaisses en alliages légers 306
2 Chez le constructeur en cours ou en fin de fabrication 310
2.1 Magnétoscopie sur pièces d'hélicoptères en acier ... 310
2.2 Ressuage sur pièces d'avion en alliages légers .312
2.3 Contrôle par ultrasons de peaux (ou tôles) composites en carbone-résine 314
2.4 Holographie sur pièces composites 316
3 Maintenance chez le client 319
3.1 Actions programmées ... 319
3.2 Actions déclenchées suite à incident 322

Chapitre 9
La fractographie

J. Masounave
J.I. Dickson
J.P. Bailon

1 Introduction 327
2 Instruments 328
2.1 Analyse visuelle et microscopie optique 328
2.2 Stéréofractographie 330
2.3 Microscopie électronique à balayage 331
2.4 Spectromètre de rayons X 334
2.5 Microscopie électronique à transmission 335
2.6 Microscopie électronique à transmission et à balayage 336
2.7 Répliques 337
3 Faciès macroscopiques 340
3.1 Détermination du site d'initiation 340
3.2 Faciès macroscopiques généraux 342
4 Aspects microscopiques des surfaces de rupture ... 349
4.1 Clivage 349
4.2 Quasi-clivage 352
4.3 Aspects microscopiques de la rupture ductile 353
4.4 Faciès typiques de la fatigue 359
4.5 Rupture intergranulaire .. 367
4.6 Corrosion sous tension .. 369
4.7 Fragilisation par l'hydrogène 374
5 Conclusions 375

Troisième partie

SÛRETÉ

Chapitre 10
J.C. Devaux

Calcul des facteurs d'intensité de contraintes

1 Introduction 381

2 Rappel succinct de l'application de la mécanique de la rupture –résultats et limites 383

3 Méthodologie proposée 385

4 Mécanique linéaire élastique de la rupture . 390

4.1 Calculs des coefficients K_I, K_{II}, K_{III} 390

4.2 Calculs de l'intégrale J et l'intégrale M 402

5 Mécanique de la rupture 409

5.1 Déchirure ductile 409

5.2 Rupture par clivage 420

5.3 Effet de Warm Prestress .434

6 Fatigue oligocyclique .. 454

6.1 Cas où la plasticité est confinée 455

6.2 Modèles mathématiques . 455

7 Simulation des effets dûs au soudage 459

Chapitre 11
D. François

Fatigue et rupture des récipients sous pression

1 Introduction 467

2 Mécanique linéaire élastique de la rupture . 468

2.1 Facteur d'intensité de contrainte 468

2.2 Propagation d'une fissure de fatigue 468

2.3 Rupture 468

2.4 Durée de vie 469

3 Les problèmes posés par l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture . 472

3.1 Dimension et forme des défauts 472

3.2 Valeur de Y 475

3.3 Calcul de la contrainte ... 481

3.4 Influence du facteur $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ sur la vitesse de fissuration 481

3.5 Le cumul des charges ... 482

3.6 Effet de l'environnement . 482

3.7 Modes mixtes 482

3.8 Déformation plastique ... 483

3.9 Amorçage 484

3.10 Remarque sur les approximations faites dans le calcul de la durée de vie 484

4 Conclusion 486

Chapitre 12
J.M. Thomas
La rupture en termes de risques et de probabilités

1 Introduction 489

2 Plan de travail analytique et conceptuel 492

3 Exemple de problème . 499

3.1 Vue d'ensemble 499

3.2 Résumé de la méthode de Monte Carlo 500

3.3 Modèle 501

3.4 Données 503

4 Résultats et étude de la sensibilité 504

Conclusion 511

Chapitre 13
Y. d'Escatha
P. Lederman
Codes et réglementation

1 Introduction 513

2 Codes et réglementations des chaudières nucléaires en matière de conception 514

2.1 Cas des chaudières nucléaires à eau pressurisée (P.W.R.) 514

2.2 Cas des réacteurs à neutrons rapides dits surgénérateurs 528

3 Codes et réglementations en matière de fabrication et de contrôle de la fabrication 537

3.1 Introduction 537

3.2 Les prescriptions de l'arrêté du 26 février 1974 537

4 Codes et réglementations en matière de matériau ... 541

5 La surveillance en exploitation 542

5.1 Préparation de la surveillance en exploitation 542

5.2 La surveillance en exploitation 546

Avant-propos

Les études portant sur la rupture des matériaux commencent à porter leurs fruits, et de nombreux cas de rupture peuvent être prédits et donc évités. Malgré tout, les efforts consacrés à la prévision de la rupture ne sont pas encore suffisant et de nombreux cas de rupture ne sont pas totalement compris. D'une façon générale, les ruptures en mode complexe, c'est-à-dire en élasticité non linéaire, demandent encore beaucoup d'études avant d'être maîtrisées.

Soulignons la diversité des approches utilisées aujourd'hui qui peuvent impliquer des calculs énergétiques aussi bien que des analyses microscopiques des faciès de rupture.

Il est aussi nécessaire de souligner l'importance que doivent prendre de plus en plus les contrôles non destructifs. Nous avons essayé d'exposer les techniques utilisées, tout en indiquant leurs limitations.

Les techniques d'analyses de la fiabilité d'une structure font appel à des moyens de calculs très puissants. Dû aux coûts très élevés de ces calculs, des chercheurs tentent de développer des programmes plus performants. Des exemples des résultats de calculs sont donnés dans les derniers chapitres.

Nous avons voulu faire un livre qui fasse le point des techniques utilisées pour prévoir la rupture des matériaux, sans omettre de souligner les points faibles, afin de guider le chercheur dans ses travaux. Ce livre est donc utile aussi bien aux chercheurs qu'aux ingénieurs praticiens.

Préface

La science des matériaux a commencé avec les théories atomistes des Anciens pour lesquels les atomes se déplacent «dans le vide infini où il n'y a ni haut, ni bas, ni milieu, ni extrémité». Pour ces philosophes, les matériaux étaient composés d'atomes de tailles et formes variées, petits ou géants, s'attirant les uns les autres pour former des liquides ou des solides (Démocrite, De Finibus, I, 17.).

Ces théories sont représentatives d'un temps où la science des matériaux était une discipline unique. Durant les 24 siècles suivants, la science des matériaux a oscillé entre la science pure et les approches plutôt empiriques des praticiens. Sans ces dernières, aucun progrès n'aurait pu être fait. Même si dans les récentes décennies on a déterminé très précisément les contraintes de rupture elles se sont généralement multipliées pour le design, par un facteur de 4 pour une application ou, par 40 pour une autre. Il n'est donc pas surprenant que ce «facteur de sécurité» soit souvent appelé «facteur d'ignorance» (Eshbach, Eng. Fundamentals, 8-11, 1947).

De grands progrès ont été réalisés durant les dernières décennies. Aujourd'hui, la science des matériaux est devenue un effort interdisciplinaire au lieu de se trouver entre plusieurs disciplines. Un effort sérieux a été fait pour comprendre les relations entre structure et comportement. Avec l'accroissement des connaissances, nous savons mieux comment obtenir de nouvelles compositions, comment former les matériaux avec de meilleures propriétés, et surtout, quelles sont les limites de sécurité de leur endurance en service. Une meilleure compréhension de ces limites de sécurité, pour des conditions d'utilisation de plus en plus sévères entraînera une diminution des «facteurs d'ignorance». Il s'en suivra une augmentation de la productivité et une diminution du rejet des matériaux, des pertes d'énergie, des ruptures et donc, des coûts et des tragédies qui y sont associés!

À partir des théories développées par Griffith dès 1920, et plus tard, par Irwin, nous connaissons aujourd'hui relativement bien la rupture fragile et il est possible de la prévoir et de la calculer avec une assez bonne précision. Par contre, la rupture ductile présente encore un certain nombre de difficultés. Les études présentées dans ce livre sur ces deux sujets sont relativement fondamentales et générales et donc nécessaires pour comprendre le comportement et les mécanismes connexes des ruptures ductiles.

Beaucoup de travaux présentés dans ce livre sont basés sur une approche interdisciplinaire. Le langage utilisé est celui du chimiste, du physicien, du mathématicien, du thermodynamiste, du cristallographe, etc. Dix ans auparavant, ceci aurait posé de sérieux problèmes de communication. Avec l'introduction du système d'unités international SI, la science des matériaux est devenue réellement interdisciplinaire, comme cela est démontré par les travaux présentés dans ce livre.

Ce livre est le résultat d'une coopération internationale entre scientifiques. La qualité des présentations, le choix des sujets et leurs traitements font que ce livre est utile aussi bien pour les chercheurs que pour les praticiens. Les problèmes, aujourd'hui bien compris, sont clairement délimités et les incertitudes bien définies. De nombreux exemples sont donnés, ce qui facilite grandement la compréhension du texte et en même temps font que ce livre peut servir de guide pour des applications pratiques rencontrées en service.

Georges L. Bata
Directeur
Institut de génie des matériaux
Conseil national de recherches Canada

Remerciements

Ce livre est né d'une collaboration entre l'Université de Technologie de Compiègne et l'École polytechnique de Montréal. Sous l'égide des accords France-Québec, des échanges de chercheurs ont eu lieu entre ces deux organismes.

En juillet 1980, une école d'été a été organisée à Montréal pour conclure ces échanges. Elle regroupait plus de 100 participants. Le texte de ce livre a été fait à partir de certains exposés magistraux de cette école d'été.

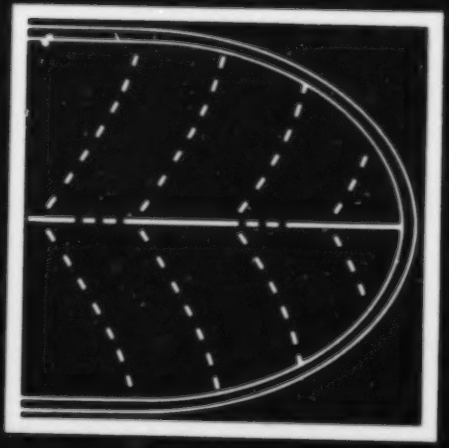
L'un des éditeurs (Dr. J. Masounave) travaille maintenant à l'Institut de génie des matériaux, branche francophone du Conseil national de recherche du Canada, situé dans la région montréalaise. Ce livre est donc édité sous l'égide du CNRC qui a accepté d'en prendre la responsabilité. Le CNRC doit donc être le premier organisme à être remercié.

Il faut surtout remercier chaleureusement M. G.L. Bata, directeur de l'IGM, qui a accepté, au nom du CNRC, l'édition de ce livre, ainsi que M. R. Marchand, graphiste, qui s'est montré d'un zèle dévoué tout au long du travail de planification et de coordination graphique de ce volume.

Nous devons accorder un grand crédit pour le travail de secrétariat réalisé par Mlles J. Gaulin et G. Spaziani; nous leur rendons le témoignage d'avoir été des collaboratrices diligentes et efficaces.

Enfin, MM. J. Blain et F. Hamel qui ont participé à la révision de certains textes doivent recevoir des remerciements bien mérités pour un travail souvent ingrat, mais indispensable.

1 RUPTURE



Note des auteurs

Les textes anglais de certaines figures ont été traduits par nous en français. Cependant, il est encore possible de découvrir certaines figures en anglais. Bien que nous ayons tenté de respecter les unités du système international certaines figures sont encore illustrées dans les unités anglaises.

Nous nous excusons auprès du lecteur qui comprendra certaines contraintes d'édition.

Chapitre 1

Introduction à la mécanique de la rupture

H. D. Bui

1 – Introduction

La mécanique de la rupture s'est largement développée, surtout depuis ces dernières années, tant sur le plan théorique que pratique. Les applications industrielles, les considérations économiques et les impératifs de la sûreté justifient les efforts consacrés aux développements de la nouvelle Science de l'Ingénieur.

Depuis 1968, beaucoup d'ouvrages sur la rupture sont parus, [1]. En langue française, on trouve plusieurs livres de base, le premier paru en 1970 par François et Joly [2], sur la «Rupture des métaux«, la «Mécanique de la rupture fragile» [3], l'«Introduction à l'emploi industriel de la mécanique de la rupture», qui est un cours donné par Labbens [4], et récemment paru le livre «La fatigue des matériaux et des structures» par Bathias et Bailon [5], issu des travaux de la précédente École d'été Franco-Québécoise de Sherbrooke 1978.

Les travaux de la présente, dans ce livre, pour ce qui concerne la rupture, porte sur un vaste domaine, la rupture fragile, la rupture ductile, visqueuse, la propagation de fissure de fatigue etc. La variété des problèmes étudiés n'est pas due seulement à des différences dans les matériaux, ou dans la géométrie des structures, ou bien dans les chargements, mais aussi à ces concepts physiques différents. Cependant, par delà les différences il existe des caractères généraux et communs à beaucoup de phénomènes de rupture qui ne peuvent être que des concepts universels, tels que la conservation de l'énergie, la dissipation... C'est ce point de vue que nous essayons d'adopter dans cet exposé, en soulignant particulièrement les problèmes de plasticité, les aspects tridimensionnels.

2–Description générale:

La mécanique de la rupture étudie la fissure, son évolution dans le temps et son interaction avec le milieu continu. Schématiquement, on peut distinguer dans un milieu fissuré trois zones successives (fig. 1):

1–Zone d'élaboration:
se trouvant autour de la pointe de la fissure et dans le sillage laissé par la fissure au cours de sa propagation. Cette zone est généralement petite, de l'ordre de quelques cristaux. Le caractère discontinu des processus physiques de la rupture dans cette zone rend son étude très difficile, justement parce que la frontière entre le microscopique et le macroscopique est mal définie. Toute analyse de la rupture, par une modélisation continue de cette zone, ne peut être considérée que comme une approximation.

2–Zone singulière:
zone dans laquelle les champs mécaniques sont continus et possèdent une certaine structure «autonome», c'est-à-dire caractéristique de la seule fissure, donc indépendante de la géométrie lointaine du corps. Cette zone est petite vis-à-vis du solide, mais grande par rapport aux cristaux. Par exemple le champ des contraintes en $r^{-1/2}$ est caractéristique de la singularité attachée à la pointe de la fissure. C'est pourquoi on dit parfois *«zone singulière»* ou encore «structure fine», terme introduit par Cherepanov. Comme précédemment, la limite de cette zone est difficile à fixer. Ainsi pour la singularité en $r^{-1/2}$, elle ne serait pas valable en dessous d'un certain rayon dit plastique, puisque les contraintes dépasseraient la limite d'élasticité, et au-dessus d'un certain rayon, l'analyse mathématique qui conduit à la singularité serait incorrecte.

3–Zone extérieure:
aux deux précédentes où les champs mécaniques varient d'un problème à un autre. Ces *champs lointains* ne peuvent être généralement obtenus que par analyses numériques, par exemple avec la méthode des éléments finis.

Suivant l'importance que l'on donne à chacune de ces régions, on peut être conduit à des points de vue différents de la rupture. En réalité, les aspects physiques et métallurgiques (zone 1), les aspects mécaniques et mathématiques (zone 2, étude des singularités), et les aspects numériques (zone 3) sont étroitement liés.

Nous commençons par exposer la théorie devenue classique en mécanique de la rupture, celle qui donne la singularité des contraintes en $r^{-1/2}$ (mécanique de la rupture fragile, quasi fragile), théorie dans

laquelle la zone 1 est réduite à un point pour un problème plan. Dans certaines théories de propagation de fissure de fatigue, les deux zones 1 et 2 sont traitées ensemble comme un milieu continu, les paramètres caractérisant la zone d'élaboration plastique étant les mêmes que ceux qui sont caractéristiques de la zone singulière.

Nous verrons également la théorie développée récemment en mécanique de la rupture ductile, dans laquelle les trois zones sont considérées en même temps.

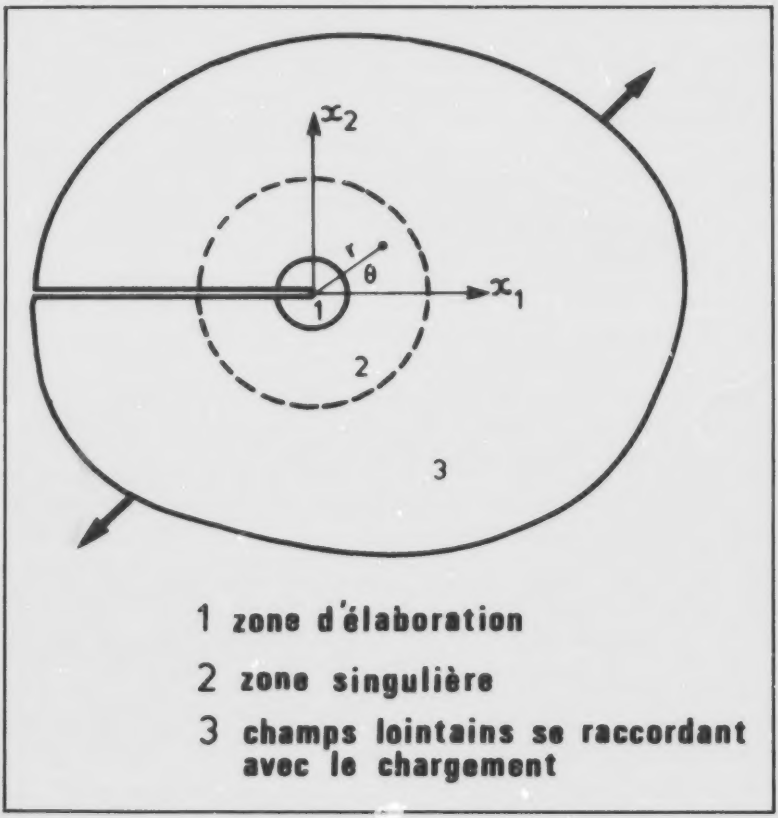


Figure 1
Théorie développée en mécanique de la rupture ductile

3–Mécanique de la rupture fragile et quasi fragile

3.1 Problèmes plans. Facteurs d'intensité des contraintes.

Le grand succès de la théorie vient de sa grande simplicité et de sa confirmation par des expériences [1], [2]. On néglige la zone d'élaboration et on considère le solide élastique linéaire. La structure fine est alors caractérisée par un champ des contraintes singulier comme $r^{-1/2}$, Fig. 1:

$$\begin{aligned}
\sigma_{11} &= K_I\cos\theta/2(1-\sin\theta/2\sin3\theta/2)/\sqrt{2\pi r} \\
&\quad -K_{II}\sin\theta/2(2+\cos\theta/2\cos3\theta/2)/\sqrt{2\pi r} \\
\sigma_{12} &= K_I\cos\theta/2\sin\theta/2\cos3\theta/2/\sqrt{2\pi r} \\
&\quad +K_{II}\cos\theta/2(1-\sin\theta/2\sin3\theta/2)/\sqrt{2\pi r} \\
\sigma_{22} &= K_I\cos\theta/2(1+\sin\theta/2\sin3\theta/2)/\sqrt{2\pi r} \\
&\quad +K_{II}\sin\theta/2\cos\theta/2\cos3\theta/2/\sqrt{2\pi r} \\
\sigma_{13} &= -K_{III}\sin\theta/2/\sqrt{2\pi r},\ \sigma_{23} = K_{III}\cos\theta/2/\sqrt{2\pi r}
\end{aligned} \tag{1}$$

C'est par cet aspect statique que sont introduits les «facteurs d'intensité des contraintes» de Irwin, K_I, K_{II}, K_{III}, cf. [1]. Ceux-ci ne peuvent être déterminés que par les conditions aux limites lointaines du corps. À côté de l'aspect statique, il y a l'aspect cinématique de la structure fine, définie par la discontinuité du déplacement qui, pour r petit, est de la forme [3]

$$\begin{aligned}
[u_2] &= K_I\frac{1}{\mu}(\eta+1)\sqrt{r/2\pi} \\
[u_1] &= K_{II}\frac{1}{\mu}(\eta+1)\sqrt{r/2\pi} \\
[u_3] &= 4K_{III}\frac{1}{\mu}\sqrt{r/2\pi}
\end{aligned} \tag{2}$$

avec: $\eta = 3 - 4\nu$ en déformation plane,

$\eta = \dfrac{3-\nu}{1+\nu}$ en contrainte plane,

ν étant le coefficient de Poisson.

On voit que les relations (2) permettent de calculer facilement les facteurs d'intensité des contraintes K_I, K_{II} et K_{III}, les trois modes étant complètement découplés.

Le troisième aspect *énergétique* de la rupture a été établi par Irwin [7], en relation avec la théorie de Griffith [10]. Le taux d'énergie néces-

saire pour faire avancer la fissure, ou «taux de restitution d'énergie» défini comme étant le taux de diminution de l'énergie potentielle P du solide, par unité de longueur de fissure:

$$G = -\frac{dP}{da}$$

est relié très simplement aux facteurs d'intensité des contraintes par

$$G = \frac{1-\nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2\mu}K_{III}^2 \qquad (3)$$

ceci pour la déformation plane et la déformation antiplane.

En mode I pur, la connaissance du taux de restitution d'énergie équivaut à celle du facteur K_I. Récemment, une quatrième interprétation *thermodynamique* a été donnée à la grandeur $G' \equiv \dot{a}\, G$, appelée «flux d'énergie vers la pointe de la fissure», avec $\dot{a}$ la vitesse de propagation de fissure. Il est démontré dans [8] et [38] que le flux G' est égal à la *source de chaleur* concentrée à la pointe de la fissure mobile, si on néglige toute autre forme de dissipation (rayonnement infrarouge, émission acoustique etc.). Ainsi, ce quatrième aspect confirme ce que l'on sait depuis longtemps, cf. [9], à savoir que la rupture est un phénomène dissipatif. L'énergie mécanique nécessaire à la rupture se trouve finalement dissipée thermiquement par conduction, cela même dans un matériau élastique. On montre [8], [38] que le champ de la température est singulier comme:

$$T \approx -\frac{G'}{2k\pi} \ln r \qquad (4)$$

avec k le coefficient de conduction thermique.

On peut remarquer que les contraintes et la température sont infinies en fond de fissure ($r = 0$) parce que, dans ce modèle classique, on ignore la zone d'élaboration plastique supposée nulle. Si on tient compte de la zone d'élaboration, non seulement les contraintes deviennent finies, mais également la température devient finie parce que la source de chaleur produite par la rupture dans la zone d'élaboration cesse d'être ponctuelle.

3.2 Bilan d'énergie

En suivant Griffith et Irwin, [10], [7], on peut étudier la propagation d'une fissure en écrivant un bilan d'énergie sous la forme suivante

$$\dot{a}\,\frac{d}{da}\{W_{ext} - W_{elast}\} = D$$

où W_{ext} est le travail des forces extérieures, W_{elast} est l'énergie élastique et où l'énergie cinétique est supposée négligeable dans le problème quasi statique.

Le premier membre de ce bilan n'est pas autre chose que le flux G', complètement déterminé par la géométrie du solide fissuré à chaque instant et par le chargement. Le second membre du bilan est le taux d'énergie dissipé en rupture D. Il ne peut pas être connu sans avoir fait appel, soit à la physique, soit à l'expérimentation, soit à des hypothèses.

L'hypothèse de Griffith consiste à admettre que l'énergie dissipée en rupture est proportionnelle à la surface rompue, c'est-à-dire que dans un problème plan on a $D = 2\,\dot{a}\gamma$, où γ est une constante du matériau. Le critère de Griffith s'écrit sous la forme

$$G = 2\gamma \qquad (5)$$

En mode I, le critère de rupture (5) devient

$$K_I = K_{Ic} \qquad (6)$$

où K_{Ic} est une constante appelée «ténacité» du matériau.

En déformation plane, on a la relation $K_{Ic} = (2E\gamma/(1-\nu^2))^{1/2}$. Expérimentalement, on observe que le critère (6) est bien vérifié sur des éprouvettes suffisamment épaisses pour que l'on ait l'état de déformation plane. Initialement, Griffith appliquait sa théorie à des matériaux très fragiles pour lesquels il considérait que γ était l'énergie intrinsèque de surface. Plus tard, Irwin et Orowan étendaient la théorie aux métaux en considérant que γ comprenait non seulement l'énergie intrinsèque de surface, mais aussi l'énergie dissipée plastiquement dans la zone d'élaboration. Par exemple pour l'acier, quand la surface est bien polie γ est de l'ordre de quelques J/m^2 alors que la valeur de G_c déduite de K_{Ic} est de l'ordre de 50000 J/m^2. Ces chiffres montrent l'importance de la zone d'élaboration dans l'étude des critères de rupture.

Les considérations énergétiques permettent de donner une justification solide au critère de rupture (6). Comme la théorie repose sur l'élasticité linéaire, on peut donner à ce critère des interprétations différentes, mais équivalentes. Ainsi, le critère de l'ouverture critique

de la fissure, fondé sur la première relation (6), et le critère de contrainte critique à une certaine distance r_o de la pointe de la fissure s'expriment par la même relation (6).

Plus généralement, dans la mesure où les facteurs d'intensité des contraintes K_I, K_{II} sont des paramètres caractéristiques des zones 1 et 2, ces facteurs interviennent dans la loi de rupture sous la forme $f(K_I, K_{II}) = 0$.

Il convient de noter que l'équivalence entre (5) et (6) suppose la fissure se propageant dans son propre plan, ce qui est réalisé dans la rupture en mode I symétrique. Par contre en mode mixte, K_I et K_{II}, on observe que la fissure est déviée de son plan dans une certaine direction α. Dans ce dernier cas, la relation (3) cesse d'être correcte. L'analyse du problème mécanique de la fissure déviée, examinée plus loin, permettra de formuler les critères de déviation.

3.3 Propagation de fissure de fatigue

La fissure de fatigue se propage sous un très faible niveau de charge, mais de nature cyclique. On constate que la zone d'élaboration où le matériau se déforme plastiquement de façon intense, se trouve confinée dans une mince couche autour de la fissure. Pratiquement, le matériau sain se déforme élastiquement et de ce fait le concept K_I conserve toute sa validité dans la théorie de propagation de fissure de fatigue. Naturellement, les mécanismes physiques de rupture dans la zone 1 sont différents de ceux qui mènent à la rupture statique brutale. Dans les travaux de Sherbrooke [5], on peut trouver de multiples indications sur les critères expérimentaux et théoriques de propagation de fissure de fatigue, cf. par exemple Masounave et al. [11], Lemaitre [12], Bathias [5], Dangvan et Radenkovic [13]. La loi de propagation de fissure de fatigue s'écrit généralement sous la forme:

$$\frac{da}{dN} = f(K_{Imax}, K_{Imin}, \ldots \text{ constante du matériau}) \qquad (7)$$

donnant le taux de croissance de longueur par cycle. La courbe représentative de la loi (7) avec $\Delta K = K_{Imax} - K_{Imin}$ a l'allure indiquée sur la figure (2).

On y distingue trois régions A, B, C limitées d'un côté par un seuil de fissuration K_o et de l'autre côté par la valeur K_c correspondant à la rupture statique brutale. À chacune des trois régions correspond un

mécanisme physique de propagation [11]. Dans la région B, la loi de croissance est approximativement de la forme:

$$\frac{da}{dN} = C\,\Delta K^m \qquad (8)$$

C'est la loi de Paris, les constantes C et m dépendant du matériau. L'exposant m varie entre 2 et 4, et pour beaucoup de matériaux semble être plutôt voisin de 4, un chiffre qui doit avoir sans doute une signification physique. En réalité, la loi de propagation est plus complexe que celle indiquée par Paris, car elle dépend encore du rapport K_{min}/K_{max}.

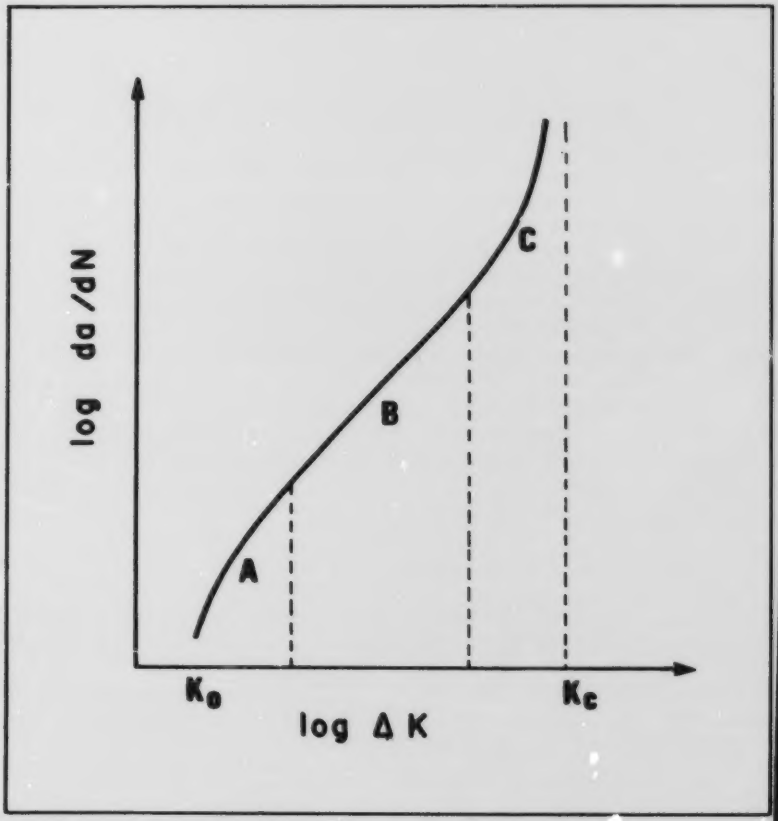


Figure 2
Propagation de fissure de fatigue.

3.4 Déviation de fissure

La loi (7) suppose que la propagation s'effectue sans changement dans la direction de la fissure. Lorsqu'à un moment donné on change la direction du chargement, on passe alors du mode I au mode mixte K_I, K_{II} et on constate une déviation dans la trajectoire de la fissure. Il existe plusieurs théories plus ou moins simples permettant de prévoir l'angle de déviation.

On peut supposer que la fissure va dévier dans la direction où la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ à certaine distance r_o de la pointe de fissure est maximale. Ce raisonnement approximatif a l'avantage d'être simple car on se place dans la configuration initiale, avant déviation, pour calculer l'angle. Par exemple, en mode II pur, Erdogan et Sih [24] ont trouvé l'angle de déviation $\alpha = -70{,}5°$.

Le critère $\max(\sigma_{\theta\theta})$ est un cas particulier du critère de Mandel [14] (cf. aussi [3]), qui introduisait la notion de *courbe intrinsèque de résistance moléculaire*. Il s'agit d'un critère qui s'apparente à celui de Mohr. Dans le plan P des contraintes $\sigma_{\theta\theta}=f$, $\sigma_{r\theta}=g$, Mandel admet l'existence d'une courbe intrinsèque (E) limitant le domaine admissible du chargement (f, g), fig. 3. À chaque chargement défini par K_I, K_{II} correspond une courbe (C) formée des points (f, g):

$$f(\theta) = \{K_I(3\cos\frac{\theta}{2} + \cos\frac{3\theta}{2}) - 3\,K_{II}(\sin\frac{\theta}{2} + \sin\frac{3\theta}{2})\}/\,4\sqrt{2\pi r_o} \quad (9)$$

$$g(\theta) = \{K_I(\sin\frac{\theta}{2} + \sin\frac{3\theta}{2}) + K_{II}(\cos\frac{\theta}{2} + 3\cos\frac{3\theta}{2})\}/\,4\sqrt{2\pi r_o}$$

Ces expressions résultent de (1) en passant des coordonnées cartésiennes aux coordonnées polaires. Ce sont des composantes des contraintes en équilibre, donc liées par la relation $g(\theta) = -\frac{2}{3}\,f'(\theta)$. La courbe (C) est paramétrée par l'angle θ, et elle est d'autant plus grande que le chargement K_I, K_{II} est intense. Il n'y a pas de rupture tant que la courbe (C) reste à l'intérieur du domaine admissible limité par la courbe (E). Ainsi le critère de Mandel prévoit non seulement le chargement critique, mais également l'angle de propagation α correspondant au point de contact A entre (C) et (E). Si la courbe (E) est très ouverte, avec un grand rayon de courbure, le point de contact A se trouve constamment sur l'axe Of, défini par $g = O$ ou $f' = O$. C'est le critère de Erdogan et Sih, retrouvé ici comme un cas particulier.

Les théories précédentes ne sont pas rigoureuses parce que l'on ne considère pas la configuration actuelle de la fissure déviée avec une certaine longueur s de la branche déviée, figure 4. Le problème réel a été abordé par plusieurs auteurs [16 à 19]. La solution analytique du problème limite, ou asymptotique, quand s tend vers zéro, a été obtenue par Amestoy et al. [16].

Il convient de noter la différence entre les facteurs d'intensité K_I, K_{II} de la fissure initialement en O, qui constituent le chargement au moment de la déviation, et les vrais facteurs d'intensité $K_1(s,\alpha)$ et $K_2(s,\alpha)$ de la fissure déviée en O', qui sont définis par rapport aux axes inclinés $O'X_1X_2$.

Lorsque la longueur S tend vers zéro, les limites de ces nouveaux facteurs sont notées par:

$$k_i^*(\alpha) = \lim_{s \to 0} k_i(s,\alpha)$$

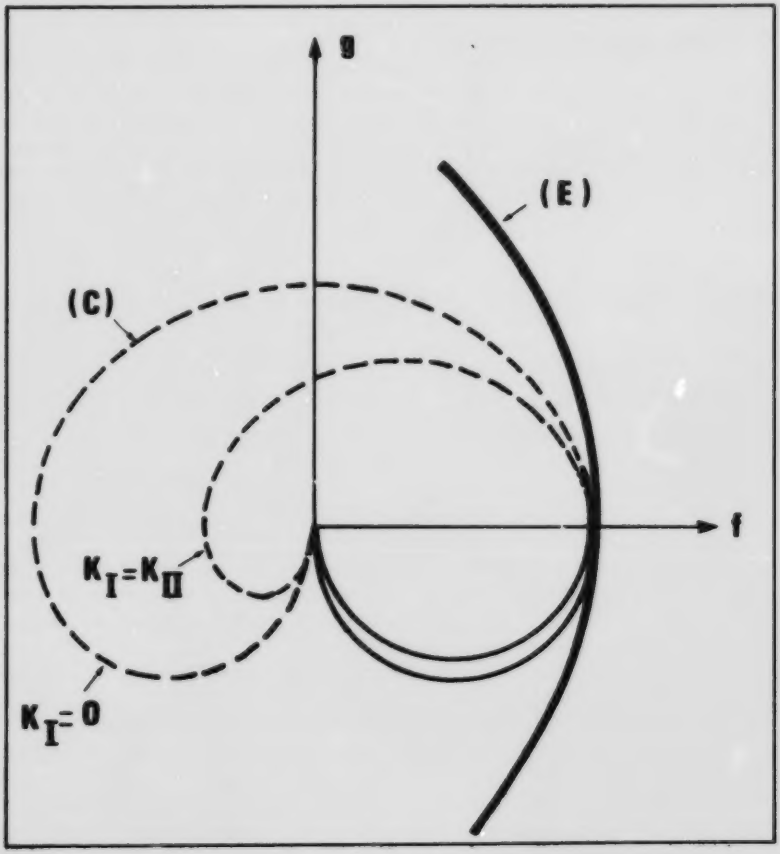


Figure 3
Courbe intrinsèque (E) et courbe de chargement (C) paramétrée par l'angle θ.

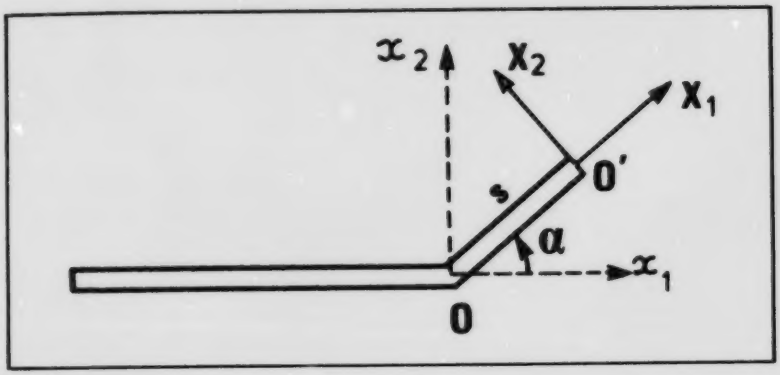


Figure 4
Fissure déviée.

La relation entre les facteurs k_1^* et k_2^* et le chargement K_I, K_{II} est linéaire. Elle s'exprime sous la forme:

$$k_i^* = K_{ij}(\alpha)\, K_j \qquad (10)$$

Les valeurs chiffrées de la matrice K_{ij} sont indiquées dans le tableau I et représentées sur la figure 5, pour chaque mode de chargement. Ces résultats obtenus dans [16], confirment les résultats numériques de Bilby et al. [18] et de Wu [19].

L'analyse mécanique a permis de préciser la relation entre le chargement et les vrais facteurs d'intensité des contraintes. On peut montrer que le taux de restitution d'énergie G défini par la dérivée de l'énergie potentielle

$$G = -\lim_{s\to 0} \{P(0') - P(0)\}/s$$

ne s'exprime pas avec (3) mais plutôt sous la forme:

$$G = \frac{1-\nu^2}{E}(k_1^{*2} + k_2^{*2}) \qquad (11)$$

Pour déterminer l'angle de déviation, on peut formuler l'un des deux critères suivants:

a) La déviation correspond au maximum du taux de restitution d'énergie.

b) La fissure se propage localement suivant le mode d'ouverture $k_1^* \neq 0$ et $k_2^* = 0$.

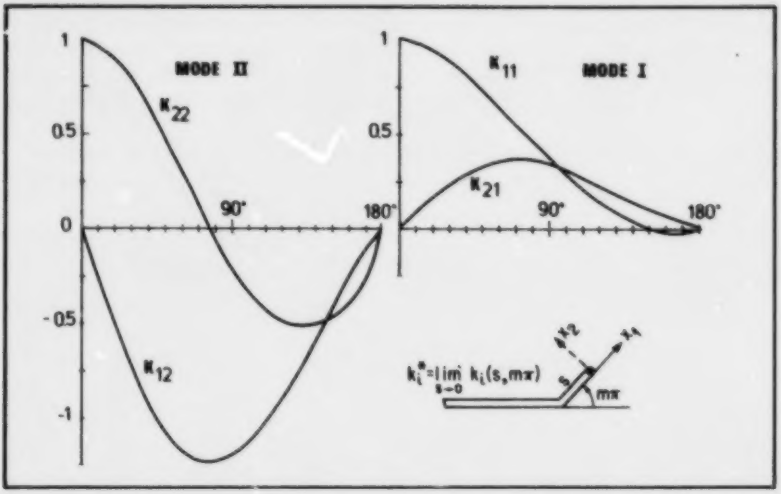


Figure 5
Facteurs d'intensité des contraintes de la fissure déviée pour chaque mode de chargement.

L'équivalence entre les critères a et b suppose que les équations $k_2^* = 0$ et $\delta k_1^*/\delta\alpha = 0$ aient la même racine. Numériquement, on trouve une coïncidence approchée à 1% près. Par exemple, pour le mode II, d'après [16] les racines sont respectivement $-77{,}3°$ et $-76{,}6°$. Remarquons que, avec le raisonnement qui ne tient pas compte de la déviation, dans la configuration initiale, le maximum de la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ et la nullité de la composante $\sigma_{r\theta}$ ont lieu pour le même angle.

On peut appliquer les critères de déviation au problème de propagation de fissure de fatigue. Il semble que la plupart des critères s'accordent bien avec les expériences puisqu'il est bien difficile de voir les écarts de quelques degrés. Un problème demeure entièrement ouvert, c'est celui de la loi de propagation de fissure de fatigue *après* déviation. Si la loi (7) était bien intrinsèque au matériau, elle serait également applicable après la déviation sous la même forme, écrite avec les nouveaux facteurs. Par exemple, en supposant le critère $k_2^* = 0$, on aurait la loi

$$\frac{ds}{dN} = f(k_{1max}^*, k_{1min}^*, \ldots \text{ constante du matériau}) \qquad (12)$$

4–Paramètres caractéristiques des fissures

4.1 Élasticité

L'analyse élastique linéaire d'une structure fissurée, en l'absence de la zone d'élaboration conduit à introduire les facteurs K_i. On peut étudier ces facteurs par les intégrales indépendantes du contour. Cette nouvelle approche a plusieurs objectifs: définir un paramètre caractéristique de la fissure ou de sa structure fine, calculer effectivement ce paramètre à l'aide des champs lointains, étendre éventuellement la théorie à des cas plus généraux (non-linéarité etc.). En élasticité, le paramètre bien connu est l'intégrale J de Rice [20], (cf. aussi Cherepanov [21]):

$$J = \int_\Gamma \{W(\epsilon)n_1 - T_i u_{i,1}\}ds \qquad (13)$$

où W est la densité d'énergie de déformation, $\sigma_{ij} = \delta W/\delta\epsilon_{ij}$, T_i est le vecteur contrainte sur la ligne Γ de normale extérieure n_i, et Γ est un contour quelconque ayant ses extrémités sur les deux faces de la fissure (fig. 6).

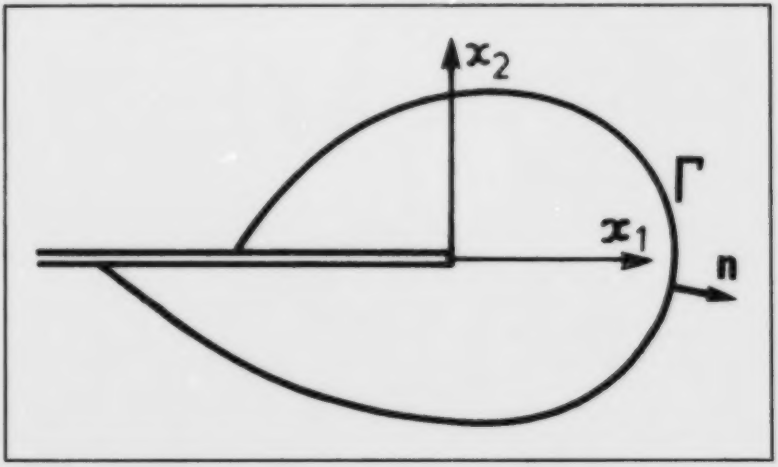


Figure 6
Contour d'intégration Γ.

On démontre [20] que J est indépendante du contour d'intégration, à condition que la fissure soit rectiligne. En prenant un contour très petit entourant l'extrémité de la fissure, et en prenant les expressions asymptotiques (1) et (2) on peut calculer J. En déformation plane on trouve:

$$J = \frac{1 - \nu^2}{E}(K_I^2 + K_{II}^2)$$

Cela montre que J = G. La signification énergétique de J découle également des propriétés plus générales des intégrales d'Eshelby [22], dont l'application spécifique à la fissure donne l'expression (13).

La propriété d'invariance de J par rapport au contour d'intégration permet une sorte de transfert d'information de la structure fine vers la zone extérieure et réciproquement. Pour ceux qui font l'analyse numérique, l'intégrale J leur donne un outil de calcul très précieux. En effet, le calcul numérique des champs mécaniques dans la région singulière 2 n'est pas précis. Seuls les champs lointains peuvent être obtenus avec plus de précision. Le calcul de J ou de K_I pour le mode symétrique pur, s'effectue généralement avec plusieurs contours lointains afin de contrôler la propriété d'invariance.

L'intégrale J de Rice a été généralisée à l'*élastodynamique* [3, 23]. Pour une fissure mobile à la vitesse V, le paramètre caractéristique est l'intégrale:

$$J^{dyn} = \int_\Gamma \{W(\epsilon)n_1 - T_i u_{i,1} - 1/2\,\rho\dot{u}_i\dot{u}_i n_1 - \rho\dot{u}_i u_{i,1} V n_1\} ds + \frac{d}{dt}\int_{A(\Gamma)} \rho\dot{u}_i u_{i,1} d\omega \qquad (14)$$

Ici le contour Γ est choisi arbitrairement, mais mobile avec la même vitesse que celle de la fissure. Le premier terme est une intégrale curviligne, le second terme est une intégrale de surface portant sur l'aire $A(\Gamma)$ située à l'intérieur du contour Γ. L'intégrale de surface porte sur une expression singulière comme $\dot{u}_i u_{i,1} \sim r^{-1}$, multipliée par l'élément d'aire $d\omega = r dr d\theta$. Finalement le terme surfacique n'est pas influencé par les erreurs éventuelles du champ singulier. Nous verrons plus loin la relation entre J^{dyn} et les facteurs d'intensité des contraintes dynamiques. Indiquons que pour un contour tendant vers zéro $\Gamma \to 0$, l'expression (14) tend vers l'intégrale donnée par Atkinson et Eshelby [25] et Freund [26]:

$$J^{dyn} = \lim_{\Gamma \to 0} \int_\Gamma \{W(\epsilon)n_1 + T_i\dot{u}_i/V + 1/2\,\rho\dot{u}_i\dot{u}_i n_1\} ds \qquad (15)$$

Du point de vue numérique, l'expression (15) est moins intéressante que (14) car l'intégrand est singulier comme r^{-1} et il est indispensable de se placer dans la région singulière pour effectuer le calcul.

L'intégrale J a été généralisée également à la *thermoélasticité* linéaire et statique sous diverses formes [3]

$$J^{th} = \int_{\Gamma}\{W(\epsilon,\theta)n_1 - T_i u_{i,1}\}ds + \int_{A(\Gamma)} S\theta_{,1}d\omega \quad (16)$$

$$J^{th} = \int_{\Gamma}\{W_d(\epsilon,\theta)n_1 - T_i u_{i,1}\}ds + \int_{A(\Gamma)} k\epsilon_{hh}\theta_{,1}d\omega \quad (17)$$

où W et W_d sont respectivement la densité d'énergie libre et la densité d'énergie de déformation, S l'entropie spécifique, θ la variation de température

$$W(\epsilon,\theta) = 1/2\,\lambda(\epsilon_{kk})^2 + \mu\epsilon_{ij}\epsilon_{ij} - k\theta\epsilon_{hh} - 1/2\,\rho c\theta^2/T_o$$
$$W_d(\epsilon,\theta) = 1/2\,\lambda(\epsilon_{kk})^2 + \mu\epsilon_{ij}\epsilon_{ij} - k\theta\epsilon_{hh}$$
$$\sigma_{ij} = \delta W/\delta\epsilon_{ij},\quad S = -\delta W/\delta\theta,\quad k = (3\lambda + 2\mu)\alpha$$

Wilson et Yu (27) ont obtenu la même expression de J que celle donnée par l'équation (16). Signalons également que, si dans un voisinage Ω de la pointe de la fissure la variation de la température peut être mise sous la forme $\theta \sim ax_1 + b$, par exemple pour une fissure perpendiculaire à une surface chauffée c'est bien le cas, θ ne dépendant pas de x_2 et $\theta \sim ax_1 + b$ dans un certain voisinage Ω de la pointe de fissure, alors pour tout contour tracé dans Ω, nous avons une intégrale purement curviligne

$$J^{th} = \int_{\Gamma}\{W_d(\epsilon,\theta)n_1 + ka(u_1 + g)n_1 - T_i u_{i,1}\}\,ds \quad (18)$$

dans laquelle g est une primitive partielle de ϵ_{22} par rapport à x_2, c'est-à-dire que $g_{,1} = u_{2,2}$

Pour pouvoir appliquer l'équation (18) il faut réaliser un compromis, ni se placer trop loin de la pointe pour l'approximation linéaire, ni se trouver trop près à cause de la précision du calcul.

4.2 Viscosité

La généralisation de J aux corps visqueux peut être faite par l'introduction de la densité $W(\dot{\epsilon})$, [28, 29]

$$W(\dot{\epsilon}) = \int^{\dot{\epsilon}} \sigma_{ij}d\dot{\epsilon}_{ij} \quad (19)$$

et par le remplacement de u par $\dot{u}$, ϵ par $\dot{\epsilon}$. D'où l'intégrale J* (ou C*)

$$J^* = \int_{\Gamma}\{W(\dot{\epsilon})n_1 - T_i\dot{u}_{i,1}\}\,ds \quad (20)$$

La relation (19) peut être obtenue expérimentalement à partir des essais de fluage. Par exemple, on peut exprimer la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ directement en fonction de la contrainte $\dot{\epsilon} = f(\sigma)$. On peut alors introduire un potentiel visqueux tel que

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \delta U / \delta \sigma_{ij} \tag{21}$$

Par conséquent pour ces problèmes, il est plus indiqué de considérer la théorie de l'intégrale duale [3]. François [31] proposait en viscosité de faire l'usage de l'intégrale duale I*

$$I^* = \int_\Gamma \{ -U(\sigma) n_1 + \dot{u}_i \sigma_{ij,1} n_j \} \, ds \tag{22}$$

qui possède les mêmes propriétés que J*, avec l'avantage d'un potentiel U facile à obtenir. L'étude de la loi de Norton par exemple a été faite par François qui a trouvé des résultats comparables à ceux de la plasticité avec écrouissage parabolique obtenus par Hutchinson [30]. Les paramètres J* et I* sont des caractéristiques de la structure fine immobile. Pour une fissure mobile, on perd les propriétés précédentes et de plus il faut bien distinguer les lois de comportement en charge et en décharge élastique.

4.3 Plasticité

Intégrale indépendante du contour (Rice)
On peut étendre J à la plasticité monotone, sans décharge élastique, en introduisant la densité:

$$W(\epsilon) = \int_\epsilon \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \tag{23}$$

Le point de vue de Rice est de conserver la propriété de l'invariance par rapport au contour, propriété qui résulte de:

$$\frac{\delta W(\epsilon)}{\delta x_1} = \frac{\delta W}{\delta \epsilon_{ij}} \epsilon_{ij,1} = \sigma_{ij} \epsilon_{ij,1} \tag{24}$$

En fait (23) signifie que c'est aussi de l'élasticité non linéaire et que la propriété $J = -dP/da$ doit être considérée en plasticité comme la variation de l'énergie potentielle de deux éprouvettes différentes de longueur de fissure da, ce qui donne lieu à une méthode expérimentale intéressante de détermination de J due à Begley et Landes [57]. En

plasticité, J n'a pas d'interprétation énergétique aussi précise qu'en élasticité. On peut dire que J représente approximativement le travail plastique dissipé et que $J = J_{Ic}$ est un critère d'amorçage.

Intégrale dépendante du contour et rupture ductile

On peut considérer avec Eshelby [22] l'énergie de déformation élastique notée $\bar{W}(\epsilon^e) \equiv \bar{W}(\epsilon - \epsilon^p)$. La contrainte est donnée par $\sigma = \delta\bar{W}/\delta\epsilon^e = \delta\bar{W}/\delta\epsilon = -\delta\bar{W}/\delta\epsilon^p$. Introduisons l'intégrale

$$J_{\Gamma} = \int_{\Gamma}\{\bar{W}(\epsilon - \epsilon^p)n_1 - T_i u_{i,1}\}\, ds \qquad (25)$$

Eshelby appelait cette intégrale F_1 et l'interprétait comme une force généralisée sur les défauts que sont les inhomogénéités ou sources de contraintes internes. La plasticité est aussi une source de contraintes internes. L'intégrale J_Γ dépend du contour Γ, à cause du terme ϵ^p (voir aussi Roche [65]).

Nous allons voir que l'expression (25) peut avoir des interprétations physiques précises, différentes de celles données par Eshelby, à condition de prendre certains contours, et de faire une hypothèse supplémentaire que la structure fine pour la fissure mobile satisfait à $\dot{u}_i = -\dot{a}u_{i,1}$, $\dot{\epsilon}^p_{ij} = -\dot{a}\epsilon^p_{ij,1}$ etc. Prenons un contour tracé dans la région élastique. On retrouve l'intégrale J de Rice, Cherepanov, J_Γ indépendante du contour pris dans cette zone, et représentant comme nous allons voir, le taux d'énergie consommée en plasticité et dans la zone d'élaboration, supposée non nulle. Le taux d'énergie consommée dans la zone d'élaboration limitée par le contour Δ est:

$$J_\Delta = \int_\Delta\{\bar{W}(\epsilon - \epsilon^p)n_1 - T_i u_{i,1}\}\, ds \qquad (26)$$

Cette interprétation découle de l'analyse d'Eshelby dans sa théorie des défauts constitués par les «inhomogénéités» ou «sources de contraintes internes». Nous avons l'égalité

$$\dot{a}J_\Gamma = \dot{a}J_\Delta + \int_v \sigma_{ij}\dot{\epsilon}^p_{ij}\, dv \qquad (27)$$

Pour démontrer (27), nous écrivons la différence

$$\dot{a}J_\Gamma - \dot{a}J_\Delta = \dot{a}\int\{\bar{W}(\epsilon - \epsilon^p)n_1 - T_i u_{i,1}\}\, ds$$

avec intégration sur un contour fermé limité par Γ et Δ, en tenant compte de $T_i = 0$ sur le contour de la zone d'élaboration. Les égalités suivantes:

$$\int\{\bar{W}(\epsilon - \epsilon^p)n_1 - T_i u_{i,1}\}\, ds = -\int_v \sigma_{ij}\epsilon^p_{ij,1}dv = \int_v \sigma_{ij}\dot{\epsilon}^p_{ij}/\dot{a}\, dv$$

démontrent la relation (27).

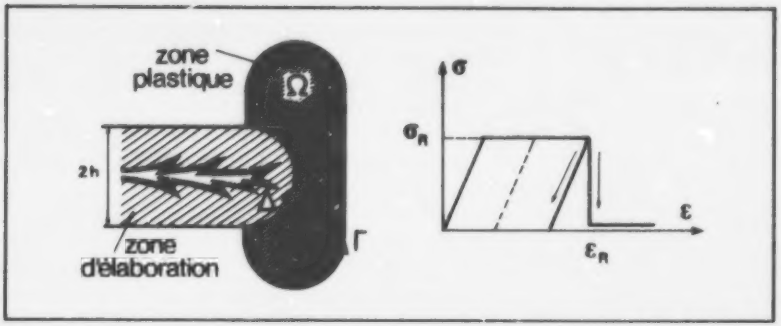


Figure 7
Zone plastique et zone d'élaboration.

Soulignons le fait important que la dimension de la zone d'élaboration Δ est *finie* quand les lois de comportement du matériau sain ne tolèrent ni les contraintes infinies ni les déformations infinies. On peut démontrer [5, 45] que l'épaisseur et la forme de la zone d'élaboration seront déterminées par le chargement et les valeurs maximales finies des contraintes σ_R et des déformations ϵ_R. Un exemple de cette nouvelle classe de solution avec zone d'élaboration finie, contraintes et déformations finies sera donnée plus loin. Certaines théories introduisent a priori une dimension caractéristique Δa. Kfouri et Rice considéraient le taux de relâchement des forces devant la fissure sur une distance finie Δa, [32]. C'est le taux $G^{\Delta} = -\Delta W/\Delta a$ qui a une signification analogue à J_{Δ}. Le point de vue de [32] semble être difficile à justifier, selon ses auteurs, car il y a certain arbitraire dans le choix de Δa.

La théorie de rupture basée sur (27) et sur l'existence physique de la zone d'élaboration permet d'éviter les difficultés précédentes. Mathématiquement, on démontre que la détermination de Δ est un problème de mécanique de «frontière libre». En d'autres termes, Δ *dépend* de la géométrie du solide.

Paradoxe G = 0 et paradoxe d'Alembert

Dans la théorie classique des fissures, on néglige la zone d'élaboration. En plasticité parfaite, la quantité G est définie par la limite des intégrales (25) où J, suivant les définitions adoptées par W, pour un contour évanouissant $\Gamma \to 0$, est nulle. C'est le paradoxe de Rice [33], discuté également dans [38]. En faisant $\Delta \to 0$, on obtient le même résultat paradoxal $J_{\Delta} \to 0$ ou $G^{\Delta} \to 0$.

Cela signifie que toute l'énergie serait dissipée en plasticité, et par conséquent plus rien ne serait dissipé en rupture. Ce paradoxe s'explique par le simple fait que l'on a ignoré la zone d'élaboration.

On trouve par exemple en Mécanique des fluides *parfaits* une situation tout à fait comparable avec le paradoxe d'Alembert. Dans l'écoulement irrorationnel stationnaire d'un fluide parfait, en l'absence de sillage ou cavitation, la traînée est nulle, parce que le nombre de Reynolds est infini $R = \infty$. Il en est de même en Mécanique de la rupture ductile, le paradoxe $G = 0$ pour la fissure en *parfaite* plasticité vient de ce que la ductilité du métal peut devenir infinie $\epsilon_R = \infty$. On peut comparer la zone d'élaboration à la traînée de sillage de cavitation dans un fluide, qui se transforme en bulles dès que pression et vitesse atteignent leurs valeurs critiques. On voit donc l'importance de la zone d'élaboration dans la rupture ductile. Actuellement, on propose des modèles numériques de rupture ductile où intervient une dimension caractéristique finie Δ, directement liée à la taille des éléments finis, et physiquement associée à la distance moyenne entre les inclusions, défauts, cavités etc. Il y a deux sortes de modèles, tous les deux s'appuyant sur la méthode des éléments finis, qui diffèrent par le critère de rupture dans la zone d'élaboration:

a) Modèle de croissance de cavités, figure 8a. La rupture dans l'élément est définie par la coalescence des cavités voisines. Pratiquement, il y a rupture quand la cavité atteint certaine dimension. D'Escatha et Devaux [34] simulent la zone 1 par une série de cellules ou microstructures dans lesquelles des cavités sphériques de rayons R sont placées au centre. Ils supposent qu'il n'y a pas d'interaction entre les cavités et admettent la loi de croissance de cavité de Rice et Tracey [36]

$\dot{R}/R = 0{,}28\dot{\epsilon}^{\infty} \exp(3\sigma_m/2\sigma_o)$
où σ_m est la contrainte moyenne et σ_o est la limite d'élasticité.

---

b) Modèle de décohésion locale, figure 8b. La loi de rupture est dictée par la loi de comportement du milieu qui présente, outre les phases élastiques, plastiques avec écrouissage ou non, une phase de radoucissement traduisant l'endommagement du matériau. La contrainte décroît à partir de certain seuil en déformation. Rousselier a montré que ce seuil de ductilité dépend fortement de la contrainte moyenne [35]. Le modèle de rupture ductile de Rousselier repose sur une discrétisation du milieu en éléments finis, les contraintes sont remplacées par des forces nodales.

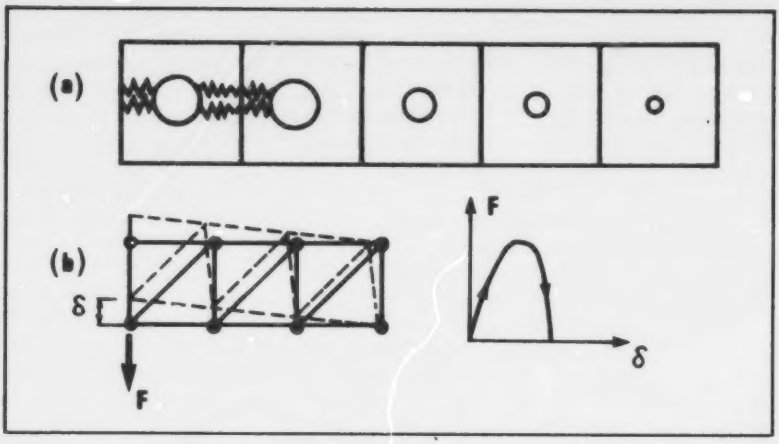


Figure 8
Modèles numériques de rupture ductile.

Courbe de résistance

La dissipation plastique consomme une grande partie de l'énergie mécanique libérée par le corps. C'est grâce à cette plasticité que la rupture est plus difficile et que souvent il faut augmenter la force F pour faire s'avancer la fissure. Il y a une certaine stabilité de croissance de fissure. Le problème de stabilité ne se pose que si l'on impose le chargement par des forces F. En plasticité confinée, à chaque F fixée, le taux G est une fonction croissante de la longueur a de la fissure, soit $G = G(F,a)$. L'amorçage se fera quand le taux G est égal à certaine valeur critique R(a) qui traduit la résistance à la croissance, représentée sur la figure 9 par la courbe (R).

$$G(F,a) = R(a) \qquad (28)$$

L'extension de la fissure, qui débute au point A, est stable s'il y a augmentation de la force:

$$\frac{dF}{da} > 0 \qquad (29)$$

Il y aura instabilité quand l'inégalité (29) change de sens et par conséquent le point de transition est défini par dF/da = 0. En différentiant (28) par rapport à a:

$$\frac{\delta G}{\delta F}\frac{dF}{\quad} + \frac{\delta G}{\delta a} = \frac{dR}{da}$$

et en tenant compte de dF/da = 0, on obtient la deuxième condition déterminant le point C de la figure 9;

$$\frac{\delta G}{\delta a} = \frac{dR}{da} \qquad (30)$$

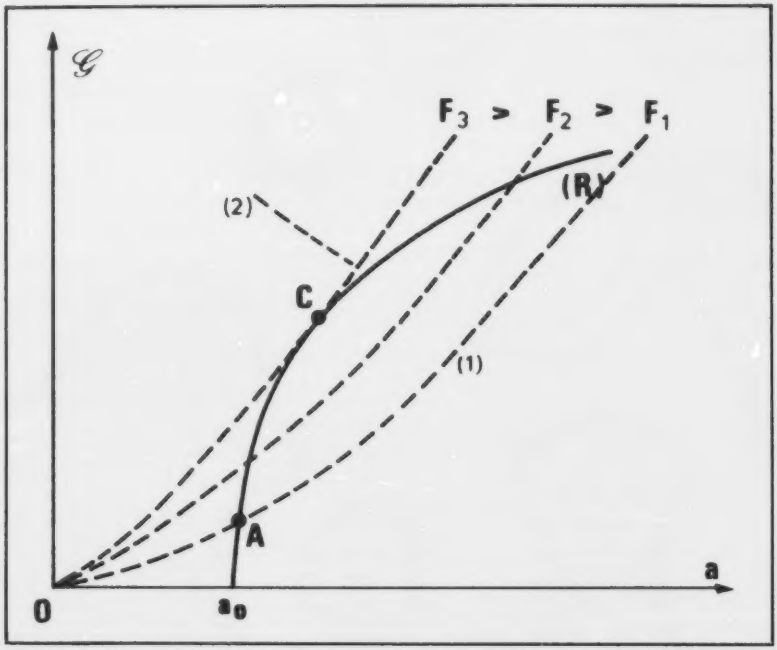


Figure 9
Courbe résistance R et courbes de chargement à force imposée (1).

En résumé, la portion de la courbe R correspondant à la rupture stable est l'arc AC. On peut déterminer expérimentalement la courbe R, en détectant le moment d'amorçage de fissure. La partie stable AC peut être déterminée par des essais à forces imposées. Par contre, la

partie de la courbe R au-dessus du point C se détermine par des essais à déplacement imposé, représentés sur la figure 9 par des courbes de chargement (2) décroissantes avec la longueur.

Il existe des modèles théoriques permettant de prévoir la forme de la courbe de résistance, Rice [20], Cherepanov [37]. Citons celui de Cherepanov basé sur la dissipation plastique.

Modèle de dissipation plastique

Lorsque la fissure progresse d'une longueur da, on admet généralement que la variation d'énergie dissipée est:

$$dD = 2\gamma' \, da \qquad (31)$$

avec γ' une constante.

C'est le concept classique de Griffith-Irwin-Orowan. Cette dissipation comprend deux termes $dD = dD_1 + dD_2$, ayant des origines différentes.

Le premier terme est supposé proportionnel à da et au travail de déchirement qui est de l'ordre de $\sigma_o \delta \sim K^2$, soit finalement:

$$dD_1 = A K^2 \, da \qquad (32)$$

avec A une constante

Le deuxième terme est proportionnel à la variation de l'aire de la zone d'élaboration plastique active qui accompagne la fissure, soit $dD_1 \simeq d(\pi R^2)$ où R est le rayon plastique, qui est de l'ordre de $R \sim K^2$, soit finalement en introduisant une constante B:

$$dD_2 = B K^3 \, dK \qquad (33)$$

On en déduit l'équation d'énergie de Cherepanov:

$$A K^2 + B K^3 \frac{dK}{da} = 2\gamma' \qquad (34)$$

En intégrant l'équation (34) entre [0, K] on obtient la relation:

$$a - a_o = -\frac{BK^2}{2A} - \frac{B\gamma'}{A^2} \mathrm{Log}\left(1 - \frac{AK^2}{2\gamma'}\right) \qquad (35)$$

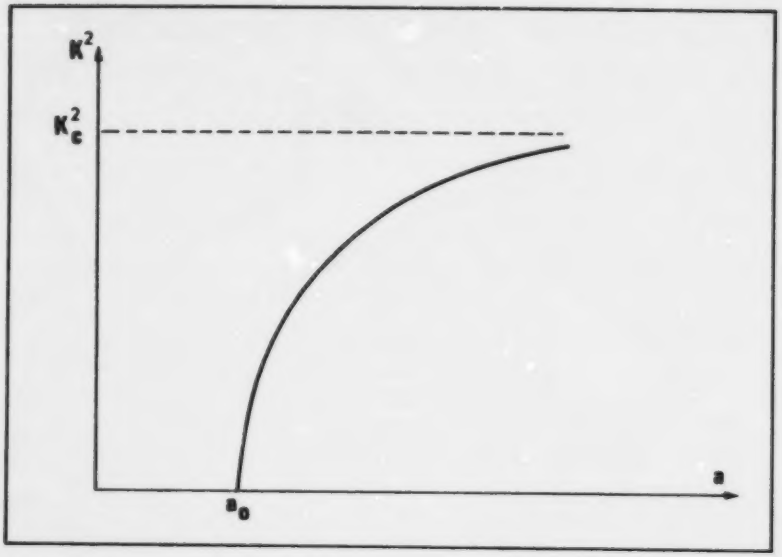


Figure 10
Courbe théorique de résistance à la rupture (Éq. 35).

Dans le plan (a, K^2) l'équation (35) représente une courbe de résistance à la rupture ductile, figure 10. Cette courbe R possède une asymptote de rupture brutale définie par la valeur.

$$K_c^2 = \frac{2\gamma'}{A}$$

Cette théorie introduit trois paramètres A, B, γ', supposés être des constantes caractéristiques du matériau.

Nous verrons plus loin, paragraphe 5.3, que l'hypothèse (34) peut être justifiée par l'étude d'une solution exacte d'un problème de fissure en plasticité avec une zone d'élaboration finie.

5–Quelques exemples de solutions de problèmes de fissure en plasticité

La connaissance de solutions de problèmes de fissure en plasticité, solution complète ou même incomplète, est d'un grand intérêt pour la mécanique de la rupture. On sait que la plupart des modèles de rupture reposent sur des analyses qualitatives et quantitatives utilisant des paramètres caractéristiques de la fissure, intégrale J, ouverture de fissure δ, dimension de la zone plastique R, puissance plastique dissipée etc.

Parmi les solutions complètes, citons celles des modèles bien connus de Dugdale en mode I [39], de Bilby et al en mode II ou III [40]. Dans ces modèles, la zone plastique est filiforme, s'étendant juste devant la fissure sur une longueur R (mode I):

$$R = a\left\{\frac{1}{\cos(\pi\sigma^{\infty}/2\sigma_o)} - 1\right\} \qquad (36)$$

On trouve des modèles analogues en mode II, avec loi de frottement de Coulomb entre les deux faces [3]. Dans ce qui suit, nous nous intéressons à d'autres classes de solutions.

5.1 Fissure en mode I

Les structures fines sont très différentes selon que la fissure est fixe ou mobile. En parfaite plasticité, pour une fissure fixe, Rice [20] a précisé le champ de contraintes à caractéristiques identiques à celles indiquées par Prandtl dans la théorie de la plasticité, Fig. 11. Le champ de déformation est singulier comme r^{-1}, l'ouverture de fissure présente une discontinuité à la pointe, ce qui peut donner certain fondement à la théorie de l'ouverture de fissure (C.O.D.) dont la valeur, est, Rice [20]:

$$\delta = \frac{J\sqrt{3}}{(1+\pi/2)\sigma_o} \qquad (37)$$

Par contre, lorsque la fissure est mobile, le champ de Prandtl est bon seulement en dehors d'un secteur $112° < \theta < 162.1°$, Fig. 11 trouvé par Slepyan avec le critère de Tresca [41]. Rice et al. ont trouvé un résultat similaire avec le critère de V. Misès [42] avec le secteur $115° < \theta < 163°$, dans lequel il y a décharge élastique. En mode III, cette zone de

décharge a été déjà signalée par Chitaley et McClintock [43]. On trouve que le champ de vitesse $\dot{u}$ est singulier comme ln r, donc l'ouverture [u] est en rlnr. Ce résultat ne confirme pas la théorie de l'angle d'ouverture (C.T.O.A.) qui veut que [u] varie comme r.

Toutes ces solutions sont plus ou moins incomplètes, car on ignore en particulier jusqu'où peut s'étendre la structure fine, si bien que ces modèles ne permettent pas de préciser la dissipation plastique, ou la dimension plastique qui sont deux paramètres importants.

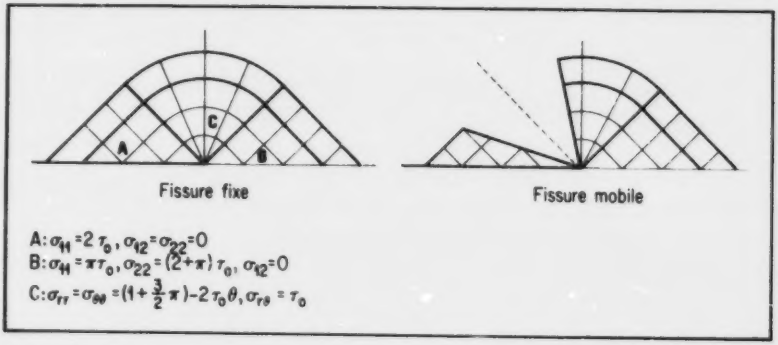


Figure 11
Zone plastique au fond de la fissure

5.2 Fissure en mode III

Le mode III n'a peut-être pas une application directe à des problèmes de l'ingénieur. Par contre, les rares solutions complètes qui ont été obtenues constituent des fondements à beaucoup de modèles de rupture. Comme les équations du problème sont beaucoup plus simples qu'en mode I, on a pu trouver des solutions complètes, préciser la forme de la zone plastique, évaluer la dissipation plastique etc. La première solution complète a été obtenue par Hult et McClintock [44], cf. aussi Rice [20]. Par exemple lorsque le champ élastique lointain est gouverné par le facteur K_{III}, la zone plastique est un cercle situé juste devant la fissure dont le diamètre R est égal à $R = K_{III}^2/\pi\tau_o^2$, Fig. 12. Vu de loin tout se passe, pour le champ élastique lointain comme si la fissure a sa pointe au centre du cercle plastique. C'est ce qu'on appelle la correction de longueur par la demi-zone plastique. Dans le cas du mode I Irwin introduisait également une correction de longueur, par plasticité.

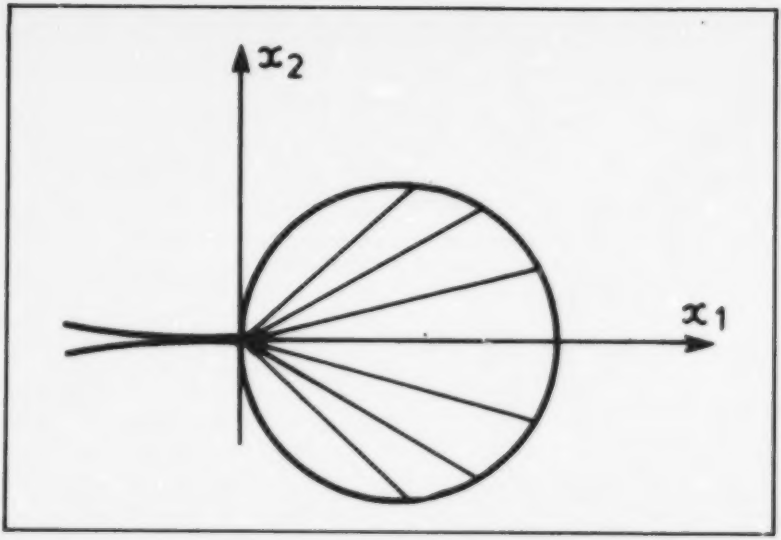


Figure 12
Zone plastique quand le champ élastique est contrôlé par K_{III}.

5.3 Solution complète avec zone d'élaboration

Jusqu'à présent, toutes les solutions exactes connues ignorent la zone d'élaboration puisqu'il s'agit de fissures pour lesquelles cette zone est réduite à un point singulier. Récemment, une nouvelle classe de problèmes a été étudiée en élasticité statique et dynamique, par Bui et Ehrlacher [45], avec introduction d'une zone d'élaboration *inconnue*, à déterminer par les conditions aux limites du problème. Cette zone est une bande de largeur 2h dans laquelle le matériau est tellement endommagé, troué, fissuré, déchiré que, suivant le modèle, il ne supporte plus de contrainte. Lorsque le matériau sain est élastique, on démontre que la largeur est bien déterminée et que le front est une cycloïde à point de rebroussement, [45]. Cette solution modélise en quelque sorte la fissure de fatigue dont la zone endommagée se trouve confinée près de la fissure, de forme observée de près ressemblant à un cigare. Supposons maintenant que la structure ayant cette fissure de fatigue soit chargée de façon plus importante pour que la plasticité usuelle se développe devant le front précédent. Le matériau a le comportement élastique-plastique à seuil constant et à limite de déformation finie ϵ_R, Fig. 13. Le champ élastique lointain est gouverné par le facteur $K_{III} = K$.

Voici la solution de ce problème obtenue dans [6], et illustrée sur la Fig. 13. La zone plastique à caractéristiques rectilignes non concourantes ($\sigma_{3_o} = 0$, $\sigma_{3_o} = \tau_0$) est limitée du côté de la zone élastique par la *cycloïde à boucle*

$$M_1 = \frac{K^2}{2\pi\tau_0^2}(\cos 2\phi + 1)$$
$$M_2 = \frac{K^2}{2\pi\tau_0^2}\sin 2\phi + \frac{2h\phi}{\pi} \qquad (38)$$

Du côté de la zone d'élaboration, la zone plastique est limitée par le même front BEB′ obtenu dans [45], qui est une *cycloïde à point de rebroussement*

$$N_1 = h(\cos 2\phi + 1)/\pi \qquad N_2 = h(\sin 2\phi + 2\phi)/\pi \qquad (39)$$

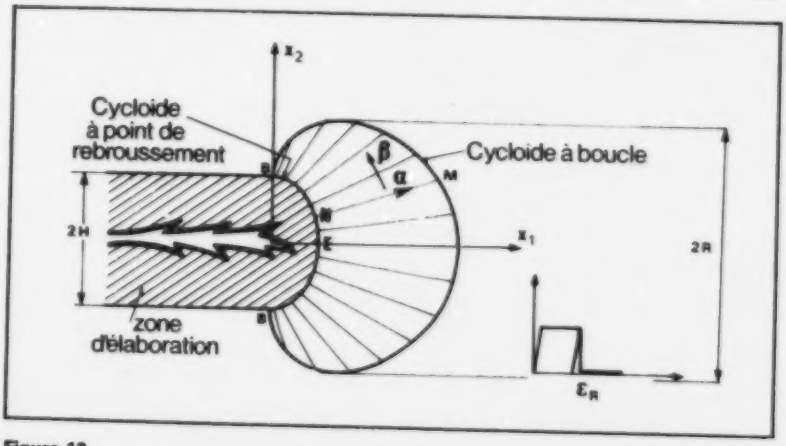


Figure 13
Solution plastique avec zone d'élaboration.

Les courbes iso-déformations plastiques constituent une famille de cycloïdes de boucles de plus en plus petites quand on se rapproche de la zone d'élaboration. La déformation maximale se trouve sur le front BEB′:

$$\epsilon_{\beta 3}(N) = \frac{1}{4\mu}\left(\frac{K^2}{2h\tau_o} + \tau_0\right) \qquad (40)$$

En limitant celle-ci à la valeur limite ϵ_R, nous pouvons définir la charge limite K_R:

$$K_R^2 = 2h\tau_0(4\mu\epsilon_R - \tau_0) \tag{41}$$

En dessous de $K_0 = \tau_0\sqrt{2h}$, c'est la solution élastique-endommagée de [45]. Au-dessus de cette valeur, il y a zone plastique, dont l'extension en hauteur 2R est donnée par la relation:

$$R = \frac{K^2}{2\pi\tau_0^2}\sin\{\arccos(\frac{-2h\tau_0^2}{K^2})\} + \frac{h}{\pi}\arccos(\frac{-2h\tau_0^2}{K^2}) \tag{42}$$

Ainsi, dans cette solution il n'y a plus de singularité. La puissance dissipée plastiquement est:

$$D_p = \int\sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p dv = \frac{2K\dot{K}}{\mu\tau_0}(\frac{K^2}{2\pi\tau_0} - \frac{h\tau_0}{\pi}) \tag{43}$$

Remarquons que si on prend $\epsilon_R = \infty$, modèle de plasticité parfaite avec ductilité illimitée, on voit d'après (41) que h = 0 c'est-à-dire que la zone d'élaboration s'aplatit. C'est le modèle classique de la fissure. Nous retrouvons, d'après (38), le cercle de Hult et McClintock.

En réalité, la ductilité ne peut pas être infinie, l'épaisseur H n'est pas nulle et le taux d'énergie dissipée en rupture, par unité de longueur de la zone, n'est pas nul:

$$J_{BEB'} = \int_{BEB'} W(\epsilon - \epsilon^p)n_1 ds = \frac{\tau_0^2 h}{\mu} \neq 0 \tag{44}$$

On voit que le paradoxe de Rice n'existe pas ici, dans cette classe de problèmes avec zone d'élaboration finie.

Remarques

Pour étendre le modèle ci-dessus au cas de propagation, il faut faire quelques approximations. On peut penser que la forme de dissipation plastique (43) serait encore valable à chaque instant, ce qui revient à négliger les contraintes résiduelles dans le sillage plastique derrière la zone plastique active et au-dessus de la zone d'élaboration. On peut penser que, comme dans la théorie des fissures, h est en relation étroite avec l'ouverture de fissure δ. D'ailleurs l'équation (44) $J_{BEB'} \sim h$

et la relation classique $J \sim \delta$ se ressemblent. Supposons que $J_{BEB} \simeq h \simeq AK^2$, nous obtenons la dissipation totale $dD = J_{BEB}\,da + D_p dt$ sous la forme

$$dD = A\,K^2 da + \frac{2K dK}{\mu}\left(\frac{K^2}{2\pi\tau_0} - \frac{AK^2\tau_0}{\pi}\right) \qquad (45)$$

soit encore $dD = AK^2 da + BK^3 dK$, c'est-à-dire le premier membre de (34).

6 – Théorie tridimensionnelle de la rupture fragile

Lorsqu'une fissure surfacique se propage dans un milieu tridimensionnel, au moment où le chargement critique F_c est atteint, son front s'avance régulièrement avec une certaine vitesse de progression normale à (s) $\equiv \phi_c(s)$. Le champ de vitesse critique $\phi_c(s)$ ainsi que le chargement critique F_c constituent des inconnues du problème, Fig. 14.

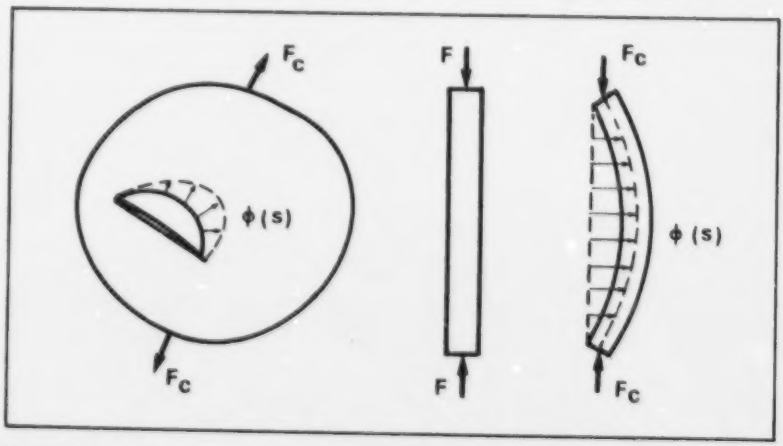


Figure 14
Fissure surfacique.

Le problème de détermination de la force critique et de la vitesse de propagation ressemble fort à celui du flambage d'une colonne soumise à une compression F, dont la valeur critique dépend du mode de flambage. De même en rupture, la vitesse réelle conditionne la force critique de la structure. Ce problème important est rarement abordé dans la littérature et c'est récemment que D'Escatha et Labbens [46] l'ont soulevé. Ces derniers auteurs se sont placés dans le cadre de la théorie de Griffith pour formuler le problème suivant.

Il s'agit de maximiser le taux de restitution d'énergie $G'(F,\phi)$ pour un taux de dissipation donné $D(\phi)$, pour le mode symétrique:

$$\text{Max}_{\phi}\{G' = \int_C \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2(F,s)\phi(s)\, ds\} \qquad (46)$$

$$D(\phi) \equiv \int_C 2\gamma\phi(s)ds = \text{constante}$$

La solution de ce problème est que $\phi(s) \equiv 0$ sauf en des points isolés où l'on a $K_I(F,s_o) = K_{Ic}$. Le critère d'énergie, dans ce cas est identique au critère local du K_I maximum sur le front C. En termes mathématiques, la vitesse $\phi(s)$ solution apparaît comme des distributions de Dirac sur le front. En termes physiques, la théorie de Griffith permet de prévoir l'amorçage possible de certains points, sans expliquer pourquoi la fissure peut se propager régulièrement sur tout le front, même si ce front n'est pas une courbe iso-K. On trouve également la formulation (46) étendue à des cas non linéaires par Lemaitre [47].

Concept $\alpha\beta\gamma$

On peut construire des théories différentes en changeant le modèle de dissipation $D(\phi)$. Un modèle plus général que (46) a été proposé [48]:

$$D(\phi) = \int_C \{2\gamma\phi + \alpha \frac{\phi}{|R|} + \beta|\frac{\phi}{R^2} + \phi''|\}\, ds \qquad (47)$$

Le premier terme est la dissipation surfacique de Griffith, γ étant lié à la ténacité K_{Ic}. Le deuxième terme est la dissipation liée à l'allongement du front, de taux ϕ/R où R est le rayon de courbure du front, et par dualité le coefficient α a été appelé «tension de ligne». Le troisième terme est la dissipation liée à la variation de courbure du front, de taux $\phi/R^2 + \phi''$, et par dualité le coefficient β a été appelé «moment résistant». On peut noter que dans un problème plan $R = \infty$ et $\phi''(s) = 0$, on retrouve la théorie de Griffith. On peut démontrer [48] que le problème de détermination de la vitesse $\phi_c(s)$

$$\text{Max}_{\phi}\ G'(F,\phi) \quad \text{avec } D(\phi) = \text{constante} \tag{48}$$

est un problème de *programmation convexe* dont la solution est continue sur le front C. Une fois obtenue la vitesse critique (à un facteur près) la charge F_c est donnée par l'équation du bilan $G'(F_c, \phi_c) = D(\phi_c)$.

Modèle à deux paramètres
En prenant seulement deux constantes γ et α, on obtient la solution sous forme d'un critère local:

$$F_c^2 = \inf_s \{2\gamma + \frac{\alpha}{|R|}\} \frac{1}{\psi(s)} \tag{49}$$
en posant $\psi = (1-\nu^2)K_I^2(s)/EF$

La fissure peut se propager là où le facteur K_I n'atteint pas la valeur K_{Ic} grâce à la courbure. Quand on prend $\alpha = 0$ le critère (39) devient

$$\text{Sup}_s\ K_I(s) = K_{Ic} \tag{50}$$

ce qui est identique au résultat de D'Escatha et Labbens [46].

7–Théorie de propagation de fissure de fatigue

Des expériences de propagation de fissures de forme semi-circulaire, elliptique ont été réalisées sur les barreaux cylindriques circulaires (Derancourt [49], Bozec [50]) ou sur les barreaux rectangulaires (Labourdette [51], Bathias [5], Dangvan et Radenkovic [13]), Fig. 15. En marquant les fronts de fissure à intervalles de temps réguliers, en analysant après essai les facteurs d'intensité $K_I(s)$ par la méthode des éléments finis, ou la méthode des équations intégrales de surface, on a pu reconstituer localement la loi de propagation de fissure de fatigue. Dans un domaine où les essais peuvent être décrits par la loi de Paris, on a trouvé des coefficients m de l'ordre de m~2.2 ([49], [51]), alors que le même matériau testé dans les conditions normales de l'essai en déformation plane, donnerait m~4. Ces résultats expéri-

mentaux semblent montrer, ce dont on se doutait bien déjà, que le coefficient m n'est pas intrinsèque au matériau.

Pour bien comprendre ces expériences, il est bon de réexaminer certains modèles de propagation de fissure de fatigue.

7.1 Modèles plastiques

Par des analyses dimensionnelles et énergétiques, Liu [53] proposait $m = 2$. Frost et Dugdale [54] proposait $m = 3$. Ces modèles construits dans le cas plan ne semble pas s'étendre au cas tridimensionnel pour donner des coefficients différents. McClintock [55], utilisant un modèle d'endommagement obtenait $m = 4$. L'analyse plastique de Rice [15], Weertman [52], pour le chargement cyclique, donnait également $m = 4$. D'après Rice, la vitesse da/dN dépend de la variation de l'ouverture de fissure Δu_y au cours de chaque cycle. Mais l'analyse de Rice est faite en déformation plane et la dimensionnalité de la structure n'apparaît pas.

7.2 Modèle de dissipation

Le modèle de dissipation, Cherepanov [37], repose sur l'équation d'énergie (34) et sur l'hypothèse que durant le demi-cycle de charge $0 \rightarrow K$, la fissure croît de $\Delta a = a - a_o$ donné par (35) et durant le demi-cycle de décharge la fissure ne progresse pas. Il suffit de remplacer (35) par la loi continue

$$\frac{da}{dN} = -\frac{B K^2}{2A} - \frac{B\gamma'}{A^2} \text{Log}\left(1 - \frac{AK^2}{2\gamma'}\right) \qquad (51)$$

En supposant que $AK^2/2\gamma'$ est petit, le développement limité donne la loi

$$\frac{da}{dN} = \frac{B K^4}{8\gamma'} \qquad (52)$$

C'est toujours la loi de Paris à $m = 4$.

7.3 Modèle tridimensionnel

La seule manière d'introduire la différence entre les deux cas bidimensionnel et tridimensionnel est de changer la loi de dissipation qui prend en compte l'effet tridimensionnel. Récemment, il est proposé un modèle de dissipation reprenant les deux premiers termes de la théorie fragile [56].

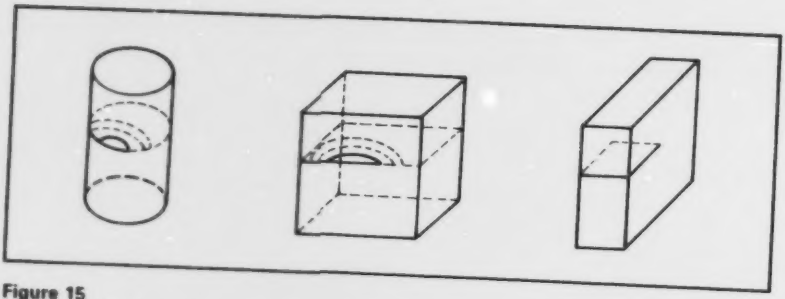


Figure 15
Propagation de fissures tridimensionnelles

Suivons un petit élément du front de fissure Δs, de rayon de courbure R, Fig. 16, progressant de da. Conformément aux modèles classiques, nous admettons que la variation de l'énergie dissipée est proportionnelle à l'aire $\Delta s da$, c'est-à-dire que $dD = 2\gamma' \Delta s da$. En toute généralité, cette énergie est à dissiper sous *trois* formes, surfacique, volumique, linéique:

$$dD_1 + dD_2 + dD_3 = 2\gamma' \Delta s da \qquad \textbf{(53)}$$

Les deux premiers termes sont les mêmes que ceux du modèle de Cherepanov, Eqs. (32) et (33), et deviennent:

$$dD_1 = A K^2 \Delta s da$$
$$dD_2 = B K^3 dK \Delta s$$

Le troisième terme nouveau proviendrait de ce que la longueur de la zone d'élaboration tubulaire autour du front s'est augmentée de $d(\Delta s)$, ce qui entraînerait une dissipation $dD_3 = C' d(\Delta s)$, avec C' une constante. Il est plus commode d'éliminer Δs de l'équation du bilan. L'analyse dimensionnelle nous montre que:

$$dD_3 = C \Delta s \frac{K dK}{R} \qquad \text{(C étant une constante)}$$

Finalement l'équation d'énergie locale proposée est [56]

$$A K^2 + B K^3 \frac{dK}{da} + \frac{CK}{R} \frac{dK}{da} = 2\gamma' \qquad \textbf{(54)}$$

dans laquelle le rayon de courbure est supposé connu à chaque stade de l'évolution. Cette équation peut servir de base à l'étude de la propagation stable ou de la propagation de fissure de fatigue.

Donnons une application simple de (54) à la propagation de fissure de fatigue. Durant le demi-cycle Kmin→Kmax, la variation de longueur est obtenue en intégrant (54) entre ces limites et durant le demi-cycle de décharge, la variation de longueur est supposée nulle. Pour simplifier, supposons que le rayon R ne varie pas beaucoup et nous obtenons (M = max, m = min)

$$\frac{da}{dN} = -\frac{B}{2A}(K_M^2 - K_m^2) - \left(\frac{B\gamma'}{A^2} + \frac{C}{2RA}\right).\mathrm{Log}\left(\frac{2\gamma' - A\,K_M^2}{2\gamma' - A\,K_m^2}\right) \qquad (55)$$

Nous pouvons faire une autre hypothèse raisonnable en supposant que la fissure progresse si Kmin est supérieur à un seuil K_o, sinon nous intégrons (54) entre les limites K_o et Kmax = K:

$$\frac{da}{dN} = -\frac{B}{2A}(K^2 - K_o^2) - \left(\frac{B\gamma'}{A^2} + \frac{C}{2RA}\right)\mathrm{Log}\left(\frac{2\gamma' - AK^2}{2\gamma' - AK_o^2}\right) \qquad (56)$$

Cette loi indique l'existence d'un seuil de propagation et d'une limite de propagation instable $K_c^2 = 2\gamma'/A$. Lorsque K est petit devant K_c mais grand devant K_o et lorsque K_o peut être négligé dans (56), nous obtenons le développement limité suivant:

$$\frac{da}{dN} = \frac{CK^2}{2R\gamma'} + \left(\frac{B\gamma'}{A} + \frac{C}{2R}\right)\frac{AK^4}{8\gamma'^2} \qquad (57)$$

En tridimensionnel $R \neq \infty$, le terme principal est en K^2, ou loi de Paris à m = 2 et en bidimensionnel $R = \infty$, le terme principal devient K^4, loi de Paris à m = 4. Donc le modèle prévoit le passage continu de m = 2 à m = 4. Remarquons ici que la loi m = 4 appliquée aux problèmes tridimensionnels n'est pas pénalisante pour la structure au début de sa vie, mais est très sévère vers la fin de sa vie. Au contraire la loi m = 2 est sévère au début mais pas à la fin. Dans le cas général, le chargement cyclique de la structure étant ce qu'il est au cours du temps, la progression de fissure fait augmenter le facteur K, varier le rayon de courbure R. Il faut alors revenir à la relation locale (57) pour la loi de propagation, qui n'est pas une loi de Paris. Dans le cas de propagation de fissure circulaire, il suffit de remplacer dans (57) R par a, pour obtenir l'équation d'évolution.

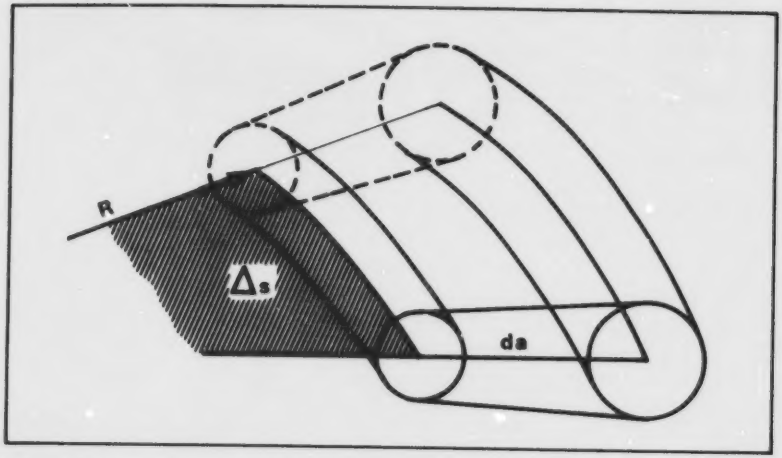


Figure 16
Élément d'intégration en tête de fissure

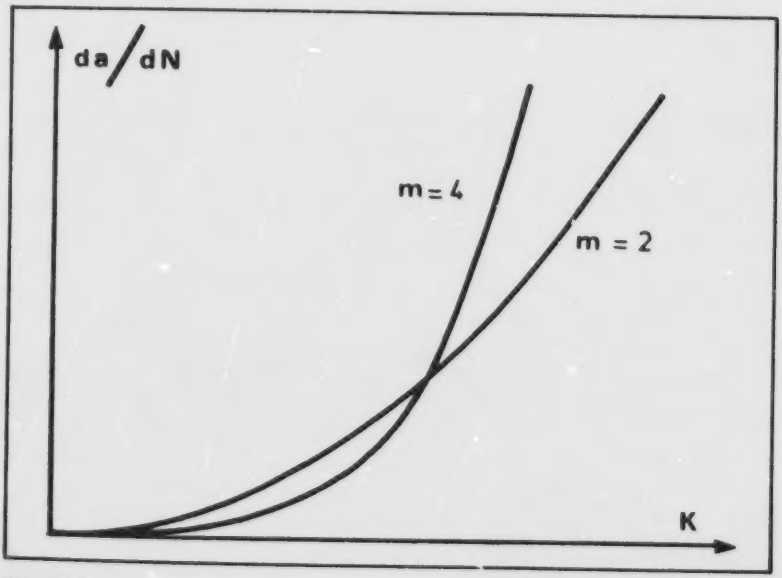


Figure 17
Variation de la vitesse de propagation pour différents exposants.

Bref, l'étude de la propagation de fissure de fatigue en tridimensionnel montre la nécessité de réaliser plusieurs programmes, expériences, calcul numérique pour évaluer $K_I(s)$ à chaque stade.

8–Propagation dynamique

Lorsque la fissure se propage dans son propre plan à la vitesse v, on retrouve dans les axes mobiles liés à la pointe de fissure les mêmes natures de singularité des contraintes [1]:

$$\begin{aligned}\sigma_{22}(O,r,t,) &= K_I^{dyn} / \sqrt{2\pi r} \\ \sigma_{12}(O,r,t) &= K_{II}^{dyn} / \sqrt{2\pi r} \\ \sigma_{32}(C,r,t,) &= K_{III}^{dyn} / \sqrt{2\pi r}\end{aligned} \qquad (58)$$

Ces relations donnent la définition *dynamique* des facteurs d'intensité des contraintes K_I^{dyn}, K_{II}^{dyn}, $K_{III}^{dyn} / \sqrt{2\pi r}$. La définition *cinématique* calquée sur les relations (2) conduit à écrire:

$$\begin{aligned}[u_2] &= K_I^{cin} \ \frac{\eta+1}{\mu} \sqrt{r/2\pi} \\ [u_1] &= K_{II}^{cin} \ \frac{\eta+1}{\mu} \sqrt{r/2\pi} \\ [u_u] &= K_{III}^{cin} \ \frac{4}{\mu} \sqrt{r/2\pi}\end{aligned} \qquad (59)$$

Les facteurs cinématiques sont *différents* des facteurs dynamiques, cf. [3], [23], comme le montrent la figure 18, où c_R est la célérité des ondes de Rayleigh et c_2 est la célérité des ondes transversales. Les deux catégories de facteurs coïncident seulement en quasi-statique. Le rapport K_I^{cin}/K_I^{dyn} croissant ou décroissant avec le temps indique la croissance accélérée ou décélérée de la fissure. En dynamique, l'intégrale J^{dyn}, Eq. (14), ou encore le taux de restitution d'énergie G est donné par la relation très simple suivante:

$$J^{dyn} = G = \frac{(1-\nu^2)}{E} \left(K_I^{dyn}K_I^{cin} + K_{II}^{dyn}K_{II}^{cin}\right) + \frac{1}{2\mu} K_{III}^{dyn}K_{III}^{cin} \qquad (60)$$

L'existence de plusieurs sortes de paramètres caractéristiques, qui sont reliés entre eux par des expressions compliquées fonctions de la vitesse v [3] complique un peu l'analyse des problèmes dynamiques. Examinons les critères de rupture et le problème de l'arrêt de fissure, vus sous l'angle de la théorie des deux facteurs d'intensité dynamique et cinématique, pour la rupture en mode I.

Critères de rupture dynamique

Le critère de rupture en dynamique s'écrit habituellement sous la forme suivante:

$$K_I^{dyn}(t) = K_{Id}(v) \qquad (61)$$

avec $K_{Id}(v)$ la ténacité dynamique, fonction de la vitesse de propagation v.

On peut exprimer le critère (61) d'une autre façon en exprimant la vitesse v à l'aide du rapport des deux facteurs d'intensité K_I^{cin}/K_I^{dyn}, grâce à la relation biunivoque entre les deux quantités. On obtient le critère de rupture

$$f(K_I^{dyn}, K_I^{cin}) = 0 \qquad (62)$$

qui s'apparente à celui de la plasticité des métaux. C'est une écriture intrinsèque avec l'utilisation des paramètres caractéristiques de la fissure. Dans le plan des paramètres (K_I^{dyn}, K_I^{cin}), l'équation (62) pour $v \neq 0$, est représentée par une certaine courbe partant du point A situé sur la bissectrice ($K_I^{dyn} = K_I^{cin}$ pour $v = 0$). En supposant que la fissure est au repos aux instants t négatifs et que la vitesse est continue, les courbes de rupture possibles se trouvent dans le secteur au-dessus de la bissectrice. Sur la figure 19, nous indiquons trois critères possibles:

i- Critère K_I^{dyn} = constant.

ii- Critère d'énergie $K_I^{dyn} K_I^{cin}$ = constante, se traduisant par un arc d'hyperbole.

iii- Critère (61) où la ténacité dynamique varie d'abord peu avec la vitesse, puis augmente rapidement quand v se rapproche d'une vitesse limite v_1 inférieure à la célérité de l'onde de Rayleigh v_R. La courbe correspondante possède une asymptote oblique passant par l'origine.

Le sens de variation sur chaque courbe est lié à l'accélération ou à la décélération de la fissure, suivant que le rapport K_I^{cin}/K_I^{dyn} augmente ou diminue avec le temps. Il n'est pas certain que l'accélération et la décélération se font sur la même courbe. Les expériences, Kalthoff et al [59], ne montrent pas la phase d'accélération, probablement trop courte pour être observable, surtout quand la fissure peut s'arrêter.

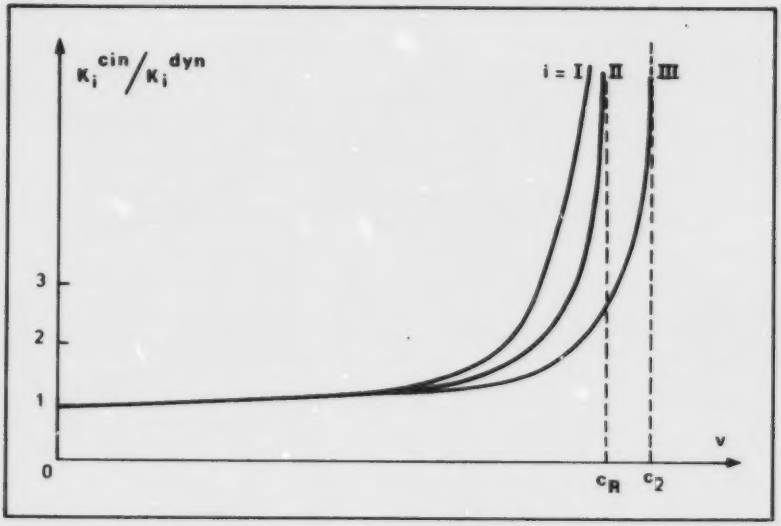


Figure 18
Rapport des facteurs d'intensité cinématiques et dynamiques en fonction de la vitesse v, avec c_R célérité de l'onde de Rayleigh, c_2 onde transverse.

Les expériences [59] semblent être favorables au critère (iii), avec la ténacité d'abord lentement puis rapidement croissante avec la vitesse.

Il convient de noter cependant que le critère de rupture (61) est seulement approximatif. Il semble que la géométrie de l'éprouvette intervient dans la ténacité K_{Id}. Cela montre l'insuffisance des modèles de rupture basés sur le facteur K_I dynamique et donc la nécessité de prendre en compte l'existence de la zone d'élaboration (zone 1) finie, dont la dimension Δ dépend théoriquement de toute la géométrie du solide fissuré.

Arrêt de fissure

Dans le cadre restreint des théories utilisant le facteur K_I dynamique et la vitesse v (ou le facteur K_I cinématique), examinons le problème de l'arrêt de fissure. Nous supposons que les phases d'accélération et de décélération se traduisent par la même courbe de rupture, figure 20. On peut y distinguer au cours du temps plusieurs trajets:

1. Trajet 0 → 1. La fissure est encore immobile pendant le chargement, durant lequel on a $K_I^{cin} = K_I^{dyn}$.

2- Trajet 1 → 2. Phase d'accélération

3. Trajet 2 → 3. Phase de décélération.

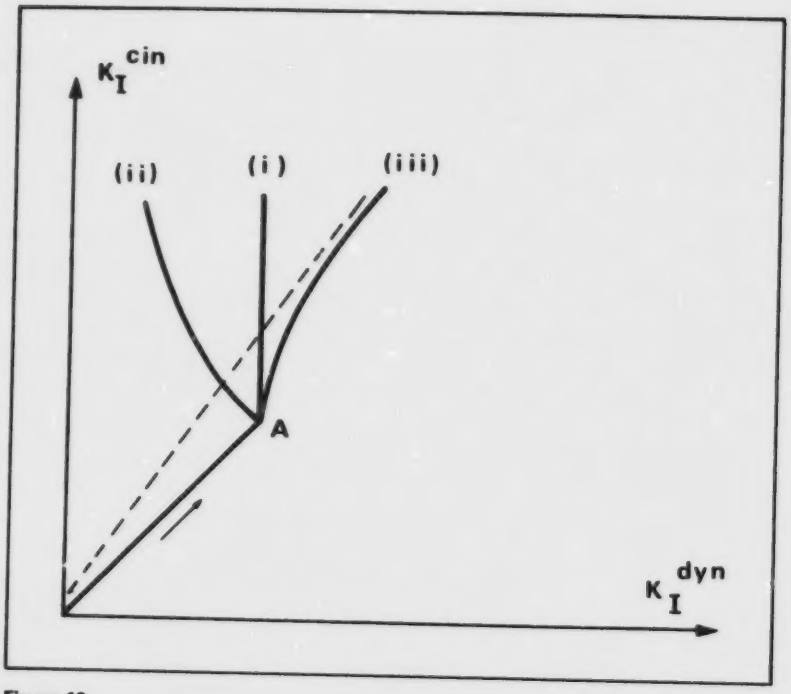


Figure 19
Critères de rupture.

Le point d'arrêt 3, suivant l'hypothèse, coïncide avec le point de démarrage 1. Il s'agit de l'arrêt de la fissure mais non pas de l'arrêt du mouvement. L'énergie cinétique acquise au moment d'arrêt peut se transformer réversiblement en énergie élastique et réciproquement. Ce transfert d'énergie donne lieu à des oscillations rapides du facteur $K_I^{dyn}(t)$ après le point 3, qui s'amortissent pour arriver au point d'arrêt définitif du mouvement (point 4).

Il convient de noter également qu'il y a avant l'arrêt de la fissure un autre transfert d'énergie, l'énergie cinétique transformée partiellement en énergie de rupture. On peut le voir en introduisant le facteur $K_I^{stat}(t)$ calculé de façon quasi statique avec le même chargement et la même géométrie ou longueur de fissure à l'instant t que dans la situation réelle à cet instant. Ce facteur va servir de comparaison avec le facteur dynamique, bien qu'il soit dénué de toute signification réelle. Au début de la phase de décélération (phase 2 → 3) le rapport K^{stat}/K^{dyn} est supérieur à 1, tandis que avant l'arrêt ce rapport est

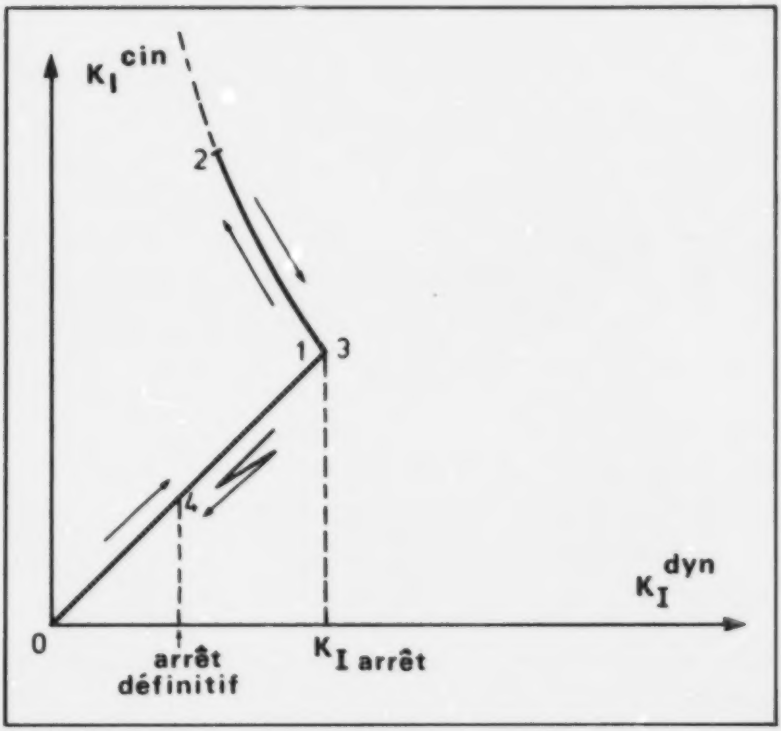


Figure 20
Arrêt de fissure.

inférieur à 1. On peut dire qu'il y a en dynamique un excédent d'énergie (cinétique) disponible pour faire avancer la fissure.

Remarquons que, dans certain cas simple, il y a une relation entre les facteurs dynamique et statique. Pour un chargement donné, le facteur d'intensité dynamique est fonction de la longueur de fissure a(t) et de $v = \dot{a}(t)$, soit $K_I^{dyn}(a,\dot{a})$. Le facteur «statique» ne dépend que de a. On a la relation [58]

$$K_I^{dyn}(a,\dot{a}) = f(\dot{a})\, K_I^{stat}(a),\ f \leqslant 1 \qquad (63)$$

avec f une fonction décroissante de la vitesse.

Cette relation n'est vraie que pour une fissure semi-infinie dans un milieu infini, mais n'a pas un caractère universel comme le montre l'exemple de l'arrêt de fissure où le rapport f est supérieur à l'unité avant l'arrêt.

9–Calcul des facteurs d'intensité des contraintes

Le calcul effectif du facteur d'intensité des contraintes K_I a fait l'objet de nombreuses études. On peut considérer que, grâce à la méthode des éléments finis, les problèmes bidimensionnels en élasticité statique ne posent généralement pas de difficultés majeures sur le plan du calcul numérique. Certains problèmes particuliers portant sur l'étude des singularités nécessitent des méthodes de résolution spéciales, par exemple transformation conforme et utilisation des équations intégrales en variables complexes, etc. Les problèmes dynamiques posent encore quelques difficultés relatives à la précision et à la stabilité. Pour les problèmes plans, statique ou dynamique, l'utilisation des intégrales J peut être utile pour calculer les facteurs K, même si les résultats sont imprécis dans le voisinage de la pointe de fissure.

Dans la suite, nous nous limitons aux problèmes statiques d'élasticité tridimensionnels.

9.1 Méthodes de résolution

On dispose actuellement de plusieurs méthodes de résolution de problèmes de fissure réelle qui sont des problèmes tridimensionnels. La première méthode est celle des éléments finis tridimensionnels. Il est maintenant inutile d'insister sur la puissance de cette méthode, qui peut s'étendre d'ailleurs à des problèmes de plasticité, etc. Nous signalons seulement les difficultés soulevées par la méthode qui sont liées à la dimension très importante du programme de calcul et à la précision que l'on souhaite obtenir. Dans un solide fissuré, le front de la fissure est une ligne singulière. Il faut faire un maillage très fin dans tout le voisinage de cette ligne, donc considérer un nombre assez grand de degrés de liberté. Or le nombre de degrés de liberté est limité par la puissance de la machine et le coût du calcul. Par exemple, pour un maillage effectué suivant la structure de $10 \times 10 \times 10$ noeuds, le nombre total de degrés de liberté est déjà énorme $N = 3000$. Le programme le plus grand que l'on connaisse utilise environ 2000 noeuds, ce qui est juste suffisant pour l'étude des singularités, [64].

Dans le but de diminuer le coût du calcul, surtout qu'il s'agit de calculs industriels répétitifs à effectuer sur la même structure, même géométrie, mais avec des chargements variés, on considère les chargements typiques pour construire ensuite la solution par simple pondération. C'est la méthode des fonctions «poids» appliquée en France par Labbens et al. [61]. Les chargements typiques peuvent être des forces ponctuelles donnant les fonctions poids de Bueckner [69]. Mais

les meilleurs chargements typiques semblent être du type $P_{nm} = x_1^n x_2^m$ conduisant aux fonctions d'influence polynômiales [61]. En pratique, on se limite aux degrés inférieurs ou égaux à 4.

La deuxième méthode est celle des équations intégrales vectorielles développées récemment par Cruse [62], Lachat et Watson [63], basées sur des résultats anciens. Cette méthode s'applique en principe à un solide non fissuré. Pour le solide fissuré, on considère ses sous-régions avec les deux faces de la fissure appartenant à deux sous-régions distinctes. Pour chacune des sous-régions V de surface régulière δV, on peut relier le déplacement u_i au vecteur tension T_i sur la surface par l'identité de Somigliana:

$$c_{ki}(y)u_i(y) = \int_{\delta V}\{V_i^k(z,y)T_i(z) - u_i(z)T_{ik}(z,y)\}\, dS_z \qquad (64)$$

où $V_i^k(z,y)$ est le tenseur de Kelvin, c'est-à-dire le déplacement au point y produit par une force concentrée en z dans un milieu infini, et $T_{ik}(z,y)$ le champ de tension correspondant.

La matrice $c_{ki}(y)$ est diagonale et ses éléments sont tous égaux à 1 quand le point y est à l'intérieur du domaine, ou ½ quand il est sur la surface régulière, [62], [63], [3]. L'équation (64) permet de déterminer les inconnues u_i ou T_i sur la surface.

Le cas particulier du point *conique* de la surface, d'angle solide Ω, a été étudié dans [77]. La matrice c_{ki} prend la forme

$$c_{ki} = \frac{1-2\nu}{8\pi(1-\nu)}\delta_{ki}\Omega + \frac{3}{8\pi(1-\nu)}\int_\Delta r_k r_i\, dS \qquad (65)$$

où r_i sont les coordonnées relatives aux axes centrés au point conique

L'intégrale dans (65), qui est une sorte de produit d'inertie, porte sur la portion Δ de la sphère unité centrée au point conique et délimitée par le cône tangent. En particulier, sur une arête orientée selon l'axe x_1, on a

$$c_{ii} = 1/4,\ c_{12} = c_{13} = 0,\ c_{23} = \frac{1}{4\pi(1-\nu)} \qquad (66)$$

Lorsque l'on étudie les solides réels, on doit tenir compte des points anguleux, des arêtes, etc. Les relations explicites (65) sont particulièrement utiles pour établir le système des équations à résoudre. Signalons que les coefficients peuvent être définis de façon implicite par:

$$c_{ki}(y) = -\int_{\delta V - C} T_{ik}(z,y)dS_z \qquad (67)$$

où C est une petite surface tangente au cône de sommet y.

Mentionnons enfin qu'il existe bien d'autres méthodes d'équations intégrales développées pour les problèmes spécifiques, par exemple les fissures dans un milieu infini [3, 66, 70], les fissures débouchantes à la surface libre [60, 75], dans lesquelles on prend directement comme inconnues du problème les déplacements des lèvres de la fissure. L'intérêt de ces nouvelles méthodes réside dans le fait que l'on effectue le maillage uniquement de la surface de la fissure, et éventuellement de la surface libre du corps.

Le problème de la fissure débouchant normalement à la surface libre et s'ouvrant en mode I symétrique, sous le chargement T a été formulé dans [60, 75]. En désignant par ϕ l'ouverture normale et par ψ le déplacement normal de la surface libre, on obtient le système d'équations

$$\begin{aligned} A\psi + B\phi &= T \\ B\psi + C\phi &= 0 \end{aligned} \qquad \textbf{(68)}$$

avec les opérateurs A, B, C explicités dans [60].

La figure 21 montre les résultats obtenus pour une fissure semi-elliptique par la méthode des équations (68) utilisant N = 50 degrés de liberté, contre N = 3000 avec la méthode des éléments finis tridimensionnels utilisée dans [76]. Ces chiffres, bien qu'ils soient différents, correspondent dans les deux cas à la même finesse du maillage sur la fissure. On voit que les résultats des deux méthodes sont comparables quant à la précision du calcul, mais que la méthode des équations intégrales est beaucoup plus rapide en temps de calcul.

9.2 Ouverture de fissure et facteur d'intensité

Lorsque l'on connaît le déplacement normal u_2 de la surface de la fissure, on peut calculer facilement le facteur d'intensité des contraintes K_I le long du front de fissure par:

$$K_I(z) = \lim_{d \to 0} \frac{\mu}{4(1-\nu)} u_2(y)\{2\pi/d(y,z)\}^{1/2} \qquad \textbf{(69)}$$

où d(y,z) est la distance entre le point z du front et le point y de la fissure situé au droit de z.

En comparant (69) et la première relation (2), on constate que c'est exactement la *même* relation, comme si on est dans la situation de «déformation plane». En réalité, il est plus correct de dire que l'état de déformation plane est un cas particulier du problème tridimensionnel, donc satisfaisant aussi à la relation (69), qui a une portée universelle,

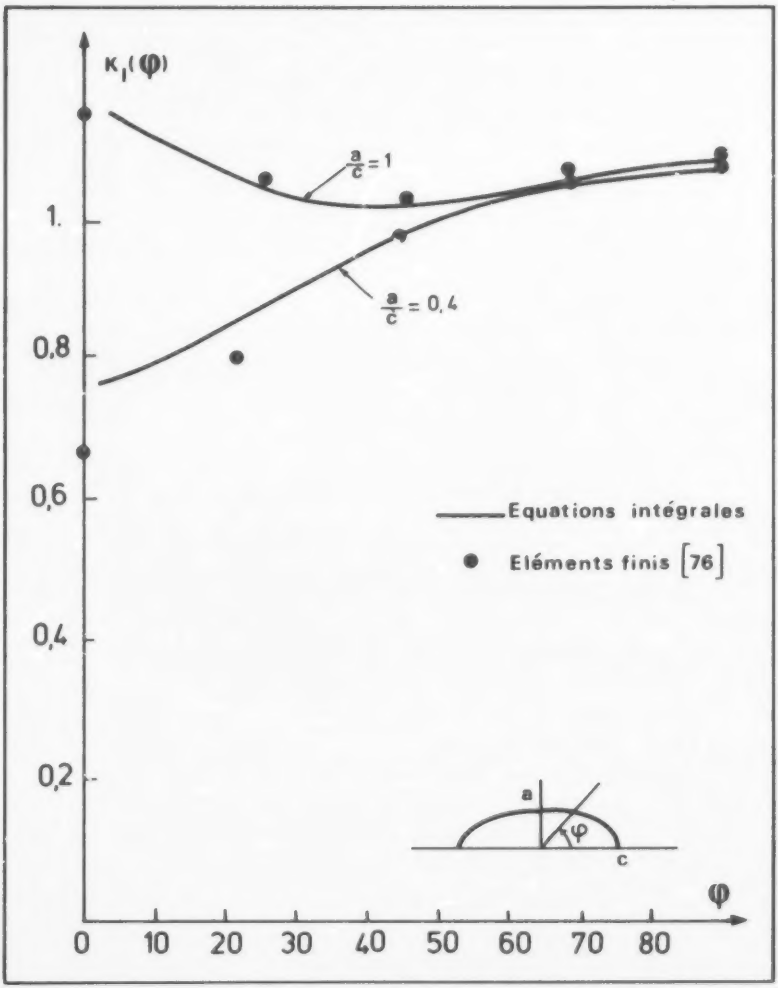


Figure 21
Facteur K_I d'une fissure semi-elliptique normalisé par celui d'une fissure circulaire

pour tous les points z du front de fissure où on peut tracer une tangente. La relation (69) ne s'applique pas aux points singuliers du front de fissure, ni aux points de rencontre avec la surface libre.

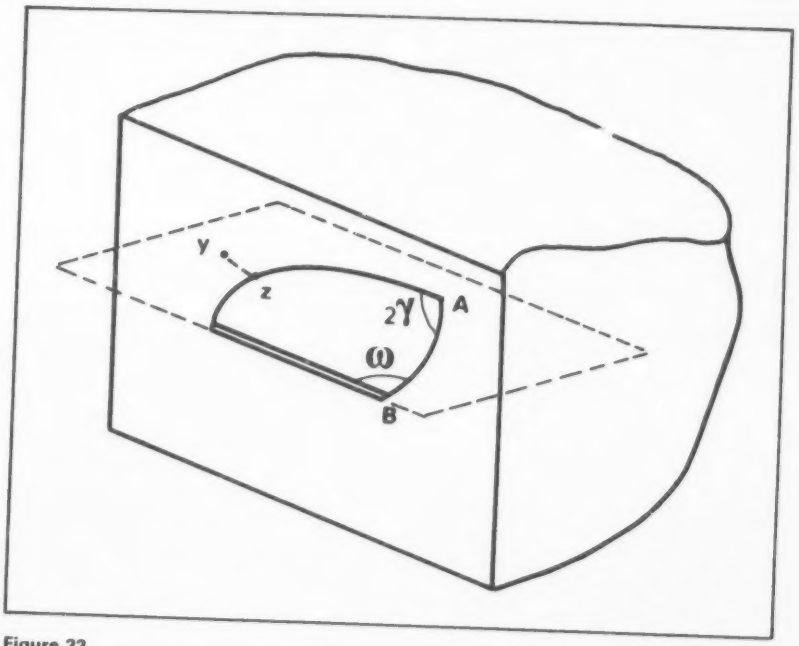


Figure 22
Points singuliers d'une fissure

La singularité des contraintes change de nature quand on se rapproche vers les points singuliers, suivant le rayon mesuré par ρ. Introduisons les coordonnées polaires (ρ,φ) relatives au plan de la fissure et de centre placé au point singulier étudié.

Pour le point anguleux A, d'angle 2γ, figure 22, l'ouverture de fissure est de la forme:

$$u_2(\rho,\varphi) = \rho^{\alpha(\gamma)} [\cos\varphi - \cos\gamma]^{1/2} \qquad (70)$$

En maintenant ρ constant et en faisant tendre φ vers γ, on retrouve la forme classique en $d^{1/2}$. Par contre, en faisant tendre ρ vers 0, on a une singularité différente. En effet l'exposant $\alpha(\gamma)$, obtenu indépendamment dans [71, 72], est indiqué sur fig. 23. Il est supérieur à ½ pour les angles aigus et inférieur à ½ pour les angles obtus. Par conséquent, la limite de $K_I(z)$ selon (69), quand z tend vers A, est nulle ou infinie dans le cas aigu ou obtus.

Pour le point B de rencontre avec la surface libre, suivant l'angle ω, la singularité a été étudiée par Bazant et Estenssoro [73]. La contrainte est singulière comme:

$$\sigma_{ij} \approx \rho^{\beta(\omega)}\, g_{ij}(\varphi) \qquad (71)$$

L'exposant β est inférieur ou supérieur à $-\frac{1}{2}$ selon que l'angle ω est supérieur ou inférieur à 101° environ, pour $\nu = 0.3$. Par exemple, si la fissure débouche normalement à la surface libre, $\omega = 90°$, le facteur $K_I(B)$ considéré comme une limite de (69), est nul, ce qui est le résultat de Benthem [74]. Le facteur $K_I(z)$ décroît très rapidement vers zéro vers le point B, sur une distance très courte, difficile à mettre en évidence sur les calculs numériques. De ce fait, on ne voit pas la chute de K_I vers les angles faibles quand le maillage n'est pas assez fin.

Remarquons que la présence de la surface libre où les contraintes σ_{33}, σ_{31}, σ_{32} sont nulles ne signifie pas que, dans le voisinage du point B, on se trouve dans l'état de «contrainte plane». Cette idée simpliste est fausse puisque dans le cas tridimensionnel il y a un gradient de contrainte qui n'existe pas dans le cas de contrainte plane.

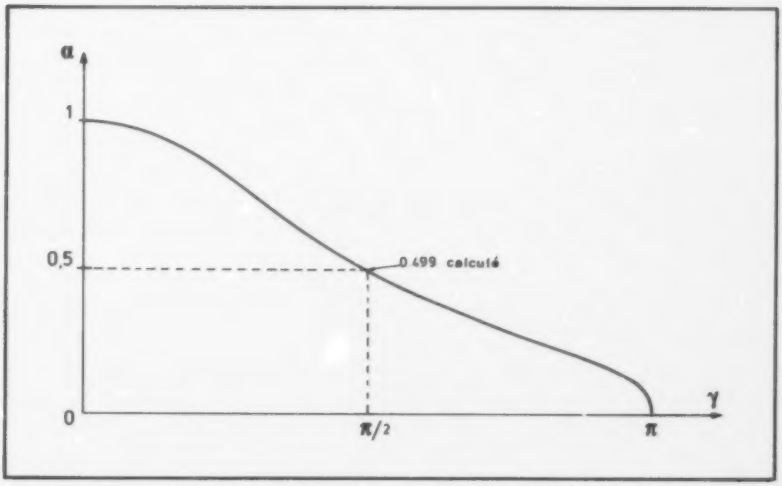


Figure 23
Exposant de la singularité au voisinage d'un angle d'ouverture 2γ.

Angle (°)	K_{11}	K_{21}	K_{12}	K_{22}
0	1	0	0	1
10	0,988 6	0,086 4	−0,259 7	0,976 4
20	0,955 2	0,168 0	−0,506 8	0,907 1
30	0,901 8	0,240 3	−0,729 8	0,797 2
40	0,831 4	0,299 5	−0,918 9	0,654 0
50	0,747 9	0,343 1	−1,066 5	0,487 2
60	0,655 9	0,369 6	−1,168 1	0,307 7
70	0,559 8	0,378 8	−1,222 0	0,126 6
80	0,464 0	0,371 8	−1,229 3	−0,045 3
90	0,372 2	0,350 7	−1,193 6	−0,198 8

Tableau 1
Valeurs des coefficients de la matrice K_{ij}

Bibliographie

[1] H. Liebowitz, Fracture, t. 1 à 7, Acad. Press, (1968) à (1972).

[2] D. François, L. Joly, La rupture des métaux, Masson, (1970).

[3] H. D. Bui, Mécanique de la rupture fragile, Masson, Paris (1978).

[4] R. Labbens, Introduction à l'emploi industriel de la mécanique de la rupture, Éd. IPSI, Paris (1980).

[5] C. Bathias, J. P. Bailon, La fatigue des matériaux et des structures, Maloine S. A. Éd. (1980).

[6] H. D. Bui, «Solution explicite d'un problème de frontière libre en élastoplasticité avec endommagement», C. R. Acad. Sc. Paris, B, 290, p. 345 (1980).

[7] G. R. Irwin, J. Appl. Mech., 24, p. 361 (1957).

[8] H. D. Bui, A. Ehrlacher, Q. S. Nguyen, «Propagation de fissure en thermoélasticité dynamique», C. R. Acad. Sc. Paris, B, 289, p. 211 (1979).

[9] J. D. Achenbach, «Wave propagation, elastodynamic stress singularities», IUTAM, Delft, (1979).

[10] A. A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. London, A 221 (1921).

[11] J. Masounave, J. P. Bailon, J. I. Dickson, «Les lois de fissuration» dans La fatigue des matériaux et des structures, Maloine, (1980).

[12] J. Lemaître, «Prévision de la croissance des fissures de fatigue dans les structures» dans La fatigue des matériaux et des structures, Maloine (1980).

[13] K. Dangvan, D. Radenkovic, «La croissance des fissures en fatigue», Séminaire Chargement Cyclique, École Polytechnique, Palaiseau (1979).

[14] J. Mandel, «Contrainte à l'extrémité d'une fissure», Rapport interne, École Polytechnique, (1965).

[15] J. R. Rice, «Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue» in Fatigue crack propagation, ASTM STP 415 (1967).

[16] M. Amestoy, H. D. Bui, K. Dangvan, «Analytic asymptotic solution of the kinked crack problem», ICF5, Cannes (1981).

[17] M. Amestoy, H. D. Bui, K. Dangvan, «Déviation infinitésimale d'une fissure dans une direction arbitraire», C. R. Acad. Sc. Paris, B, 289, p. 99 (1979).

[18] B. A. Bilby, G. E. Cardew, I. C. Howard, Fracture, ICF4, Waterloo, 3, p. 197, (1977).

[19] C. H. Wu, J. Appl. Mech., 45, p. 553 (1978).

[20] J. R. Rice, «Mathematical analysis in the mechanics of fracture» in Fracture 2, H. Liebowitz Ed. Acad. Press (1968).

[21] G. P. Cherepanov, Int. J. Solids & Struct. 4, p. 811 (1968).

[22] J. D. Eshelby, Solid Stat. Physics, Vol II, Acad. Press, p. 79 (1968).

[23] H. D. Bui, «Stress and crack-displacement intensity factors in elastodynamics», Fracture 3, p. 91, ICF4, Waterloo (1977).

[24] F. Erdogan, G. C. Sih, «On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear», J. Basic Engng., p. 519 (1963).

[25] C. Atkinson, J. D. Eshelby, «The flow of energy into the tip of a moving crack», J. Fract. Mech. 4, 3, (1968).

[26] L. B. Freund, «Energy flux into the tip of an extending crack in an elastic solid», J. of Elasticity, 2, p. 342, (1972).

[27] W. K. Wilson, I. W. Yu, Int. J. Fract. 15, p. 377 (1979).

[28] J. F. Landes, J. A. Begley, ASTM STP 590, p. 128 (1976).

[29] L. M. Kachanov, Izv, An. S.S.R. Mekh. Tverd. Tela, Vol. 13, 1, p. 97 (1978).

[30] J. W. Hutchinson, J. Mech. Phys. Solids, 16, p. 1 (1968).

[31] D. François, «Mécanique de la rupture et lois de comportement», Cahier du Groupe français de rhéologie, p. 49 (1979).

[32] A. P. Kfouri, J. R. Rice, Fracture, Vol. 1, ICF4, Waterloo, p. 43 (1977).

[33] J. R. Rice, Proc. 1st. Int. Conf. Fract. Sendai, Japan, Vol. 1 (1966).

[34] Y. D'Escatha, J. C. Devaux, «Numerical study of initiation crack growth and maximum load with a ductile fracture criterion based on the growth of holes», ASTM STP 668, p. 229 (1979).

[35] G. Rousselier, «A numerical approach in stable crack growth and fracture criterion», Fracture, ICF4 Waterloo, Vol. 3 (1977).

[36] J. R. Rice, D. M. Tracey, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 17, p. 201 (1969).

[37] G. P. Cherepanov, «The growth of cracks under cyclic loadings», PMTF, vol. 9, 6 (1968).

[38] Q. S. Nguyen, Symp. IUTAM on «Three dimensional constitutive relationships and ductile fracture», Dourdan, France (1980).

[39] D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. Solids, 8, p. 100 (1960).

[40] B. A. Bilby, A. H. Cottrell, K. H. Swinden, Proc. Roy. Soc. London, A 272, p. 304 (1963).

[41] L. I. Slepyan, Mek. Tve. Tela, 9, p. 57 (1974).

[42] J. R. Rice, W. J. Drugan, T. L. Sham, «Elastic-plastic analysis of growing cracks», ASTM 12th annual symp. Fract. Mech. Washington Univ., St. Louis, May (1979).

[43] A. D. Chitaley, F. A. McClintock, J. Mech. Phys. Solids, vol. 19, p. 147 (1971).

[44] J. A. Hult, F. A. McClintock, Proc. 9th Int. Cong. Appl. Mech., Brussels, vol. 8, p. 51 (1956).

[45] H. D. Bui, A. Ehrlacher, «Propagation dynamique d'une zone endommagée dans un solide élastique-fragile en mode III et en régime permanent» C. R. Acad. Sc. Paris, B, 290, p. 273 (1980).

[46] Y. D'Escatha, R. Labbens, J. Méca. Appl., vol. 2, 4, p. 541 (1978).

[47] J. Lemaître, «Extension de la notion de taux d'énergie de fissuration aux problèmes tridimensionnels et non linéaires», C. R. Acad. Sc., Paris, B, 282 (1976).

[48] H. D. Bui, K. Dangvan, «Généralisation de la théorie de la rupture de Griffith», J. Méca. Appl., vol. 3, 2, p. 205 (1979).

[49] H. Derancourt, «Influence de la fissuration sur la raideur dans une éprouvette toroïdale», Thèse, Univ. Bordeaux (1977).

[50] J. Bozec, «Propagation d'une fissure de fatigue dans une éprouvette de flexion, étude expérimentale et simulation numérique», Thèse, Univ. Bordeaux (1977).

[51] R. Labourdette, Rapport interne ONERA, à paraître.

[52] J. Weertmann, Proc. Int. Conf. Fract. Sendai, Japan (1965).

[53] H. W. Liu, Trans. Am. Soc. Mech. Engnrs. Serie D, vol. 85, 1 (1963).

[54] N. E. Frost, D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. Solids, vol. 6, 2 (1958).

[55] F. A. McClintock, «On the plasticity of growth of fatigue cracks», Fracture of solids, J. Wiley, New York (1963).

[56] H. D. Bui, M. Amestoy, D. Dangvan, Rapport interne École Polytechnique à paraître.

[57] J. A. Begley, J. D. Landes, «Progress in flaw growth and fracture toughness testing», ASTM STP 536 (1973).

[58] L. R. F. Rose, Int. J. Fract., Vol. 12, 6, p. 799 (1976).

[59] J. Kalthoff, J. Beinert, S. Winkler, «Experimental analysis of dynamic effects in different crack arrest specimens», ASTM STP (1979).

[60] H. D. Bui, C. Putot, «Formulation par équation intégrale du problème d'une fissure plane débouchante à la surface libre, C. R. Acad. Sc. Paris, t. 288, A, p. 311 (1979).

[61] R. Labbens, A. Pelissier-Tanon, J. Héliot, «Height functions for three dimensional symmetrical crack problems», ASTM STP 601, p. 448 (1976).

[62] T. A. Cruse, Int. J. Solids & Struct. 5, p. 125 (1969).

[63] J. C. Lachat, J. O. Watson, Symp. on boundary integral equations methods ASME, June, (1975).

[64] P. V. Marcal, «Three dimensional finite element analysis for fracture mechanic», The surface crack, ASME, p. 187 (1973).

[65] R. Roche, Note CEA-N-1807 (1975).

[66] J. Weawer, Int. J. Solids & Struct., 13, 321, (1977).

[67] H. F. Bueckner, «The edge crack in a half space», Fracture Mech. and Tech., Ed. G. C. Sih and C. L. Chow, Sijhoff and Noordhoff Pub. (1977).

[68] H. F. Bueckner, Zamm 50, 9, p. 529 (1970).

[69] H. F. Bueckner, «Field singularities and related integral representations» in Methods of analysis and solutions of cracks problems, Ed. G.C. Sih, Noordhoff Int. Pub. (1977).

[70] H. D. Bui, «An integral equation method for solving the problem of a plane crack of arbitrary shape», J. Mech. Phys. Solids, vol. 25, p. 29 (1977).

[71] H. D. Bui, C. Putot, «Singularité des contraintes au voisinage d'une fissure anguleuse», 4e Congrès français de Mécanique, Nancy, p. 319 (1979).

[72] Z. Bazant, Int. J. Engng. Sc. 12 (1974).

[73] Z. P. Bazant, L. P. Estensore, Int. J Solids & Struct. Vol. 15, 5, p. 405 (1979).

[74] J. P. Benthem, Int. J. Solids & Struct. Vol. 13, p. 479 (1977).

[75] C. Putot, «Une nouvelle méthode d'équations intégrales pour certains problèmes de fissures planes», Thèse, Univ. Paris (1980).

[76] I. S. Raju, J. C. Newman, Engng Fract. Mech. Vol. 11 (1979).

[77] C. Rigolot, «Potentiel élastique sur une surface non régulière», C. R. Acad. Sc. Paris, t. 286, A, p. 1019 (1978).

Chapitre 2

Rupture fragile

J. I. Dickson, J.P. Bailon, J. Masounave

Dans ce chapitre sera abordé le problème de la rupture fragile, c'est-à-dire d'une rupture en principe accompagnée de très peu de déformation plastique. Dans les matériaux cristallins, ce mode de rupture peut être de type transgranulaire (appelé aussi clivage) et sera traitée dans la partie 1 de ce chapitre ou de type intergranulaire (rupture se propageant le long des joints de grains), traitée dans la partie 2.

Première partie

1–Rupture par clivage

1.1 Théories classiques

Le calcul approximatif de la contrainte théorique σ_c^* de clivage (rupture des liens atomiques d'un matériau sans défaut le long d'un plan cristallin) est relativement simple [1, 2]. Ce calcul nécessite de connaître la relation entre la force de traction et le déplacement des atomes de leur position d'équilibre. Le calcul le plus simple suppose une fonction sinusoïdale (fig. 1). L'intégrale de cette courbe représente l'énergie dépensée lors de la rupture. Si on suppose qu'il n'y a aucune déformation plastique, cette énergie, pour une section unitaire, est égale à $2\,\gamma_s$ où γ_s est l'énergie par unité de surface créée. On obtient ainsi:

$$\sigma_c^* = \left(\frac{E\,\gamma_s}{a_o}\right)^{1/2} \qquad (1)$$

où E est le module de Young et a_o la distance entre plans atomiques de clivage.

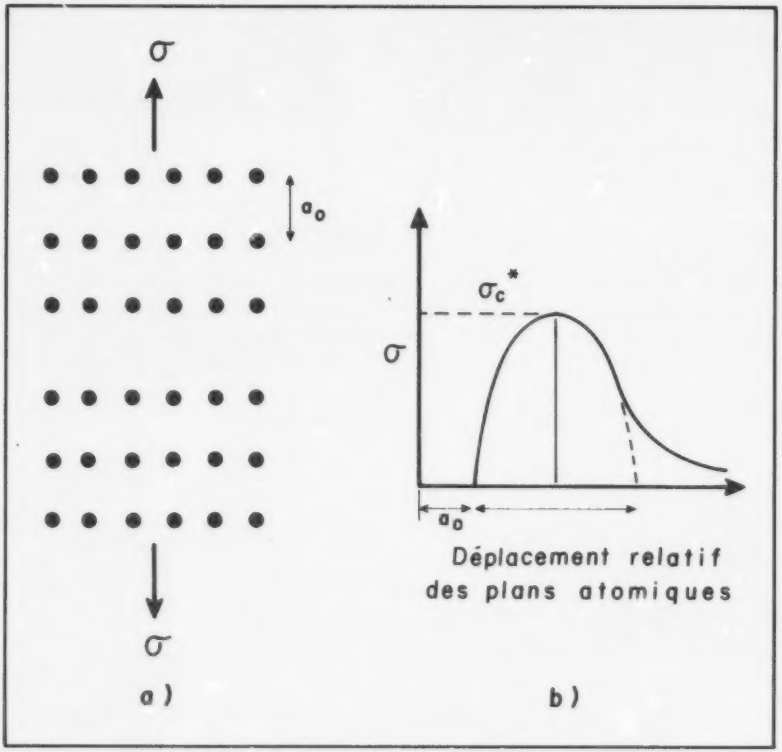


Figure 1
a) Modèle du clivage parfait avec b) variation sinusoïdale entre la force de traction et le déplacement des atomes de leur position d'équilibre.

Une fonction force-distance plus réaliste que la fonction sinusoïdale conduit à une valeur légèrement plus faible de σ_c^*. Néanmoins, cette valeur théorique demeure de l'ordre de 100-1 000 fois plus grande que les contraintes de rupture normalement rencontrées. Des expériences telles que la mesure de la contrainte de rupture de trichites (monocristaux de très faible section) de matériaux fragiles ou de fibres de verre fines fraîchement préparées donnent des valeurs expérimentales de la contrainte de rupture proche de σ_c^*. La faiblesse des pièces réelles provient des défauts qu'elles contiennent et de la possibilité de déformation plastique qui n'entrent pas dans le calcul précédent. Les défauts (rayures, inclusions, cavités, microfissures) sont des lieux privi-

légiés de concentration des contraintes, alors que la déformation plastique peut entraîner la création de défauts et activer aussi des mécanismes de rupture autre que le clivage.

En 1920, Griffith [3] a donné naissance à la mécanique de la rupture en reconnaissant l'importance du rôle des défauts pour la rupture fragile. Il a postulé qu'une rupture instable ou spontanée a lieu lorsque la condition thermodynamique d'une diminution de l'énergie du système est satisfaite. Il étudie une fissure aiguë, de longueur 2 c, qui se propage dans une plaque semi-infinie de matériau élastique fragile. Le but de ce calcul est en fait la recherche de l'équilibre entre l'énergie de déformation élastique restituée par le matériau lors d'un petit accroissement de la longueur de la fissure et l'énergie dépensée pour créer deux nouvelles surfaces. En supposant une fissure elliptique, on peut appliquer le calcul d'Inglis [4] pour connaître la répartition des contraintes en tête de la fissure. L'équation obtenue est:

$$\sigma_c = \left(\frac{2\,E\,\gamma_s}{\pi\,c\,\beta}\right)^{1/2} \qquad (2)$$

avec $\beta = (1 - \nu^2)$ en déformations planes et $\beta = 1$ en contraintes planes.

Cette équation répond donc à la condition énergétique: il faut que l'énergie interne du corps fissuré diminue quand la longueur de fissure augmente.

Il existe une deuxième condition évidente, selon laquelle la contrainte locale en tête de la fissure doit être suffisante pour conduire à une rupture des liaisons.

D'après le modèle de Griffith, il y aura propagation d'une fissure fragile si les deux conditions sont simultanément satisfaites.

En 1949, Orowan [2] généralise le calcul de Griffith, en remplaçant γ_s par une énergie de surface effective γ, qui inclut d'autres formes d'énergie dépensée lors de la propagation d'une fissure notamment celle associée à la déformation plastique [5].

Vers cette même époque, Irwin [6] démontre que lorsque la taille de la zone plastique en avant du front de fissure est relativement petite par rapport à la taille de la zone élastique, on peut approximer la résistance à la propagation instable en se servant d'un calcul de l'énergie de déformation élastique relâchée plutôt qu'en essayant de calculer ou de mesurer γ.

Orowan [1, 2] est l'auteur d'une autre suggestion importante. Il propose que la contrainte critique qu'il faut atteindre localement pour obtenir la rupture fragile varie peu avec la température ou avec la vitesse de déformation. Nous notons cette contrainte critique σ_f pour souligner le fait qu'elle n'est pas nécessairement égale à σ_c^* [7].

1.2 Propagation et initiation du clivage

Avant d'estimer cette contrainte de clivage, regardons ce qu'est physiquement le clivage et comment se produit-il: citons à ce propos la revue excellente du sujet faite par Baudelet [8].

1.2.1 Cristallographie du clivage

Le clivage se fait par rupture de liens sur des plans cristallographiques particuliers. Dans les métaux à structure cubique centrée (c.c.), les plans de clivage sont les plans {100}. Dans les métaux à structure hexagonale compacte, le clivage se fait généralement sur le plan de base {0001}. Normalement nous considérons qu'en l'absence d'effet d'environnement ou d'impureté, la rupture des métaux c.f.c. a toujours lieu de façon ductile. L'iridium et le rhodium, métaux c.f.c. réfractaires, sont des exceptions [9-13]. Sous forme polycristalline, ces deux métaux subissent une rupture fragile intergranulaire (voir partie 2 de ce chapitre). Dans des monocristaux d'iridium, le clivage a aussi lieu, principalement sur des plans {100} avec du clivage secondaire [12] sur des plans {111}. Ce clivage est une caractéristique intrinsèque de l'iridium. Il est expliqué [11] par les valeurs particulièrement élevées des modules d'élasticité, E et G, ce qui indique des liens atomiques forts et directionnels [11].

Dans le cas des cristaux non métalliques, le clivage est très fréquent, par exemple sur des plans {111} dans le diamant et {100} dans le NaCl, MgO et LiF. Certains des matériaux non métalliques, par exemple le mica, ont une structure cristallographique composée de couches atomiques planes liées entre elles par des liaisons de faible intensité (Van der Waals). Le clivage y est donc particulièrement facile. Dans des structures vitreuses, la fissuration rapide se fait comme un clivage mais évidemment, sans possibilité de rupture cristallographique.

Le clivage peut aussi présenter les directions de propagation préférentielles dans le plan de rupture. Pour les métaux c.c. (Cr, Mo et W), certains résultats [14-16] indiquent que la propagation est plus facile selon les directions <001> et <011>. Une explication possible [17] est l'influence de la direction de propagation de la fissure sur le glissement qui accompagne la propagation de cette fissure. Avec cette explication, des directions préférentielles de propagation devraient s'appliquer plus aux métaux qu'aux matériaux non métalliques.

1.2.2 Mécanisme de propagation par clivage

Puisque le clivage a lieu selon des plans cristallographiques particuliers, les joints de grains sont des obstacles naturels à la propagation d'une fissure. En général deux plans de clivage dans des grains voisins ne se rencontrent pas le long d'une ligne commune au joint. Cette désorientation oblige une fissure traversant un joint de grains à conti-

nuer dans le grain voisin sur plusieurs plans de clivage parallèles, donnant ainsi naissance aux marches ou lignes de rivières entre ces plans. Le déchirement nécessaire pour former ces marches contribue à l'énergie de déformation plastique accompagnant la propagation. Même lorsque ces marches se forment de façon fragile, elles contribuent à augmenter γ. À l'intérieur d'un cristal, on peut expliquer la formation des marches à l'aide des dislocations vis, ayant des vecteurs de Burgers non parallèles au plan de clivage. Lorsque le plan de clivage coupe une telle dislocation, il y a formation d'une marche. Lorsqu'il n'y a pas de déchirement ductile lors de la formation des marches, on trouve [18]:

$$\gamma = \gamma_s \left(1 + \frac{2h}{s}\right) \qquad (3)$$

avec h et s étant respectivement la hauteur et la distance moyenne des marches.

Friedel [18] démontre toutefois que l'augmentation de γ associée à l'intersection de dislocations vis par le plan de clivage est faible.

Une fissure de clivage se propage dans un métal polycristallin par une rupture de certains grains qui présentent peu de résistance à sa propagation et en laissant des grains non rompus en arrière du front de fissure [19, 20], phénomène révélé par un examen métallographique du fond d'une fissure arrêtée. Les grains non rompus laissés en arrière du front de fissure se rompent ensuite par déchirement ductile ou par clivage avec une petite zone de déchirement ductile au joint de grain. Dans des conditions suffisamment favorables à la fragilité, ces bandes ductiles peuvent être absentes. Plus la fragilité est favorisée, moins les grains non rompus en arrière du front peuvent accommoder, par déformation plastique, l'ouverture de la fissure, et donc ils se rompent plus près du front.

En utilisant des piqûres de corrosion pour mettre en évidence les dislocations sur le fer à 3% de silicium, Hoagland et al [20] démontrent que la déformation plastique qui accompagne une telle fissuration se produit surtout lors de la rupture des ligaments en arrière du front de clivage.

L'arrêt ou le ralentissement important d'une fissure permet une augmentation importante de la déformation plastique en tête de fissure, causant vraisemblablement un certain émoussement de ce fond de fissure. En supposant que la vitesse de clivage varie peu, ce montant de déformation plastique et d'émoussement devrait surtout dépendre de la température et de paramètres microstructuraux tels que la taille de grains.

Selon Dvorak [19], le fait que le clivage doit être initié dans chaque grain indique que la vitesse de fissuration rapide doit varier continuellement à l'échelle microscopique. Une fissure de clivage, qui est arrê-

tée et réinitiée dans un acier, laisse une bande de déchirement ductile lors de la réinitiation [21, 22]. Lorsque le clivage est fortement favorisé, cette bande est absente et il devient très difficile de trouver le site d'arrêt sur une surface de rupture, surtout parce que la fissure de clivage s'arrête préférentiellement aux joints de grains. L'absence de cette bande suggère aussi un fond de fissure moins émoussée lors de l'arrêt. Dans des monocristaux [23-25], la réinitiation d'une fissure de clivage cause une soudaine augmentation temporaire du nombre de marches, explicable par les dislocations vis créées lors du relâchement de contraintes en tête de fissure. Pour que cette explication soit valide pour de telles observations sur le plan de base du zinc, des dislocation vis de vecteurs de Burgers $\vec{c}$ ou plus probablement $<\vec{c} + \vec{a}>$, c'est-à-dire non parallèles au plan de clivage sont nécessaires. Donc, ces observations suggèrent du glissement sur le système $\{11\bar{2}2\}$ $<\bar{1}123>$. Notons que le glissement basal serait défavorisé par le champs de contraintes en avant du fond de fissure.

1.2.3 Mécanismes d'initiation du clivage

Dans un matériau vierge, la déformation plastique peut créer des microfissures, comme l'a initialement suggéré Zener [26].

Plusieurs résultats [27-29] montrent qu'une microdéformation plastique précède toujours le clivage dans les métaux, même dans des éprouvettes entaillées.

1.2.3.1 Initiation par dislocations de glissement

La théorie de l'initiation de fissure à partir du glissement de dislocations provient surtout des calculs de Stroh [30-34], Cottrell [35, 36] et Petch [37, 39]. Les calculs des deux derniers auteurs sont souvent basés sur ceux de Stroh, mais en ajoutant un aspect métallurgique plus réaliste aux modèles employés. Friedel [18] et Baudelet [8] ont présenté de bonnes synthèses de ces modèles.

Un empilement de dislocations-coins, avec un vecteur de Burgers b, bloquées à un joint de grains ou autre obstacle fort, peut initier une fissure à cause de la concentration locale de cission ou de tension. La concentration locale de cission peut entraîner la «coalescence» des n premières dislocations en tête de l'empilement pour produire une dislocation-coin géante de vecteur de Burgers nb, formant une microfissure en dessous des demis-plans supplémentaires (fig. 2). La concentration locale de tension en tête de l'empilement peut aussi initier un clivage (fig. 3).

Pour ce deuxième cas, Stroh [30] obtient la cission macroscopique critique τ_c, pour produire une telle microfissure,

$$\tau_c = \tau_i + 12\gamma_s/nb \qquad (4)$$

où τ_i est la cission interne ou contrainte de frottement.

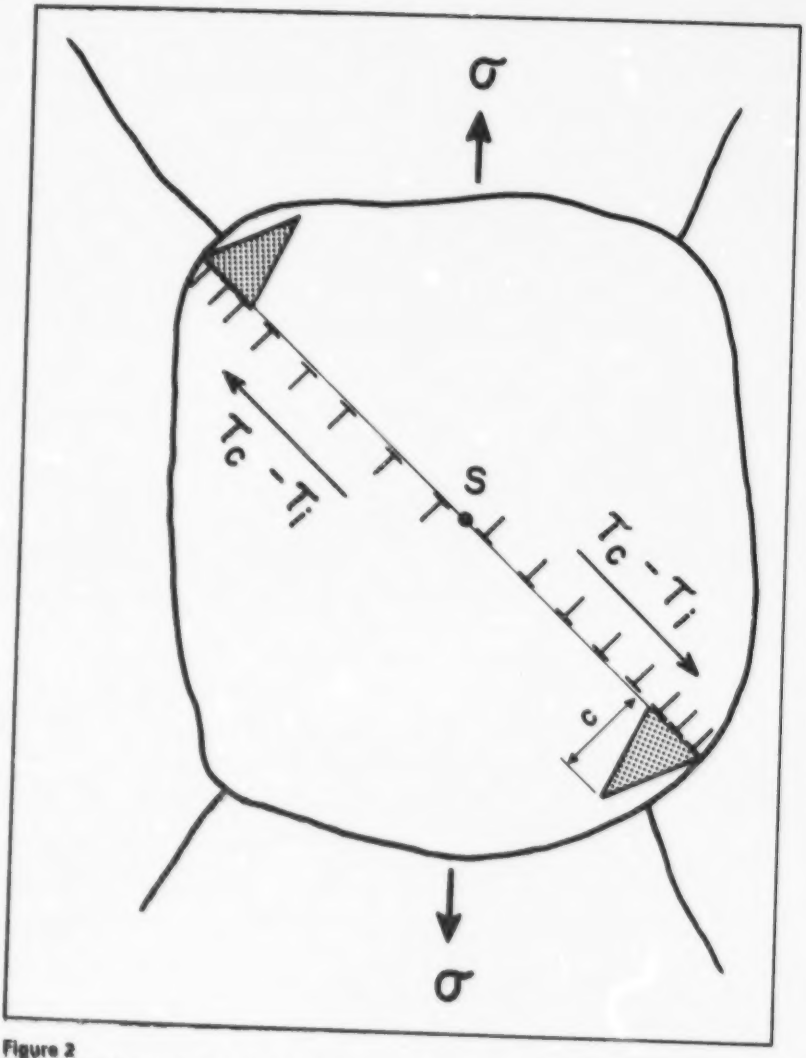


Figure 2
Initiation d'une microfissure de longueur c par coalescence de dislocation-coins empilees contre un obstacle fort.

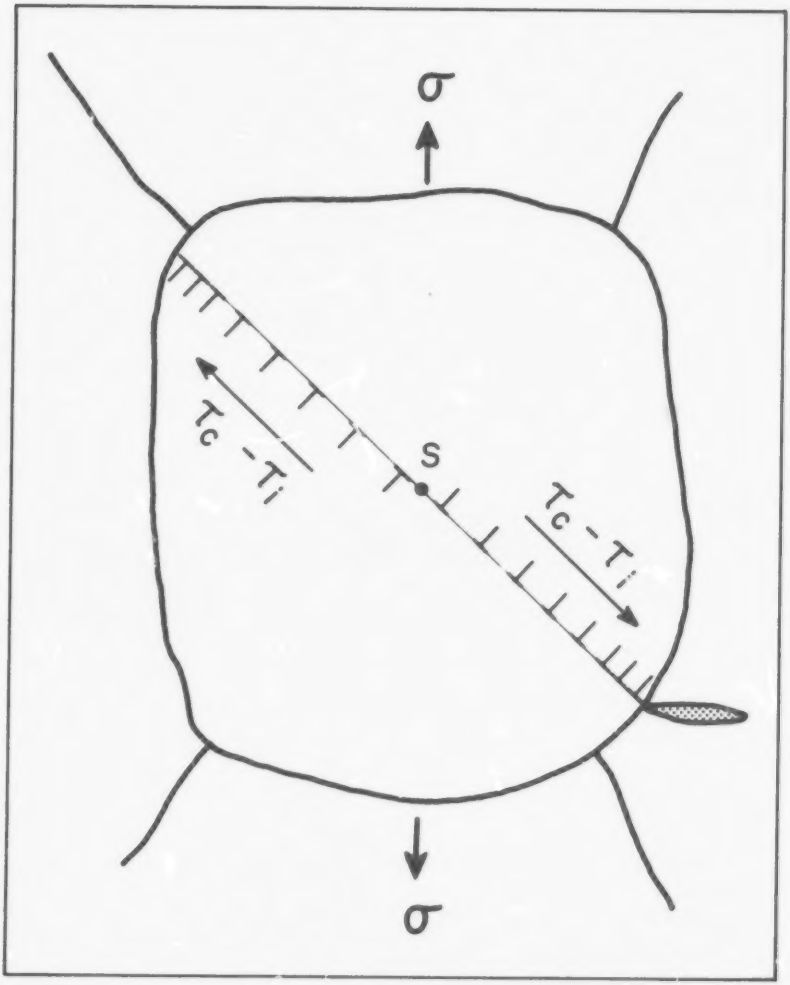


Figure 3
Initiation d'une microfissure sous l'effet de la tension locale au voisinage de l'empilement de dislocations

Dans ce modèle, la composante de la cission qui effectivement agit pour déplacer les dislocations est $(\tau_c - \tau_i)$. Il conclut qu'à condition que γ_s ne change pas de valeur entre l'initiation et la propagation, le critère de Griffith est toujours satisfait. Donc le stade d'initiation est plus difficile que le stade de propagation. Un calcul amélioré [40] prend en

compte la répartition continue de dislocations entre l'empilement et la fissure mais ne modifie pas cette conclusion.

Donc, le modèle de Stroh prédit qu'une cission critique est responsable de la rupture fragile. Cette hypothèse est en désaccord [35, 38, 41] avec l'effet d'une tension hydrostatique et de la présence d'une entaille qui tendent à favoriser le clivage.

Pour cette raison, Cottrell [35, 36] propose un mécanisme d'initiation plus facile grâce à une réaction entre dislocations glissiles. La réaction:

$$a/2\,[111] + a/2\,[1\bar{1}\bar{1}] \rightarrow a\,[100]$$

est favorisée thermodynamiquement [35] et la dislocation produite n'est pas glissile. Si le glissement a lieu sur des plans $(\bar{1}01)$ et (101), par exemple, la dislocation produite est de caractère coin. Si plusieurs dislocations sont produites à la ligne d'intersection de ces deux plans, il devrait en résulter une microfissure (fig. 4).

L'énergie de la dislocation de vecteur de Burgers $n\vec{a}_o$ produite est [30]:

$$W = \frac{\mu\, n^2 a_o^{\,2}}{4\pi(1-\nu)}\, \ell n\, (\frac{4\ell}{c}) + 2\gamma c - \frac{\sigma\, n a_o c}{2} - \frac{\pi\,(1-\nu)\,\sigma^2 c^2}{8\mu} \qquad (5)$$

où ℓ est l'étendu du champs de contraintes élastiques de la dislocation.

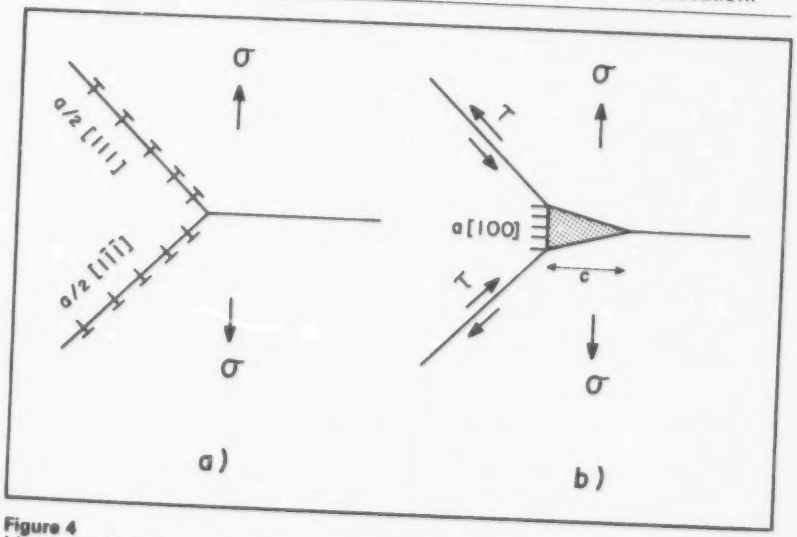


Figure 4
Modèle de Cottrell pour l'initiation d'une microfissure à l'intersection de lignes de glissement dans les métaux c.c.

Le premier terme représente l'énergie élastique de la dislocation, le deuxième, l'énergie de surface associée à la création de cette fissure, le troisième, le travail pour l'augmentation de volume associée à la présence de la fissure et le quatrième, l'énergie élastique de la fissure. En supposant que la loi de Hall-Petch pour la limite d'élasticité en cission, τ_y, est valide:

$$\tau_y = \tau_o + k'_y\, d^{-1/2} \qquad (6)$$

où τ_o et k'_y sont des constantes du matériau et d est la taille des grains.

En supposant une longueur des empilements de dislocations de glissement égale à d/2, Cottrell arrive à:

$$\tau_y\, k'_y\, d^{1/2} \simeq \frac{\mu\gamma}{2} \qquad (7)$$

où τ_y inclue la composante τ_i.

Les calculs de Stroh [33] indiquent que les dislocations a[100] produites se dissocient pour donner les dislocations originales avant formation de la microfissure. Toutefois, les observations de Honda [28] sur des monocristaux de fer à 3% de silicium sont en bon accord avec le modèle de Cottrell.

Petch [39] traite le cas de l'élargissement d'une fissure par l'entrée de dislocations provenant d'une bande de glissement (fig. 5). Ce modèle est relié à celui de Cottrell. En admettant la validité de la loi de Hall-Petch et en supposant la longueur d'empilement égale à d/2, il calcule que la tension appliquée permet à la fissure de se propager à travers le deuxième grain lorsque:

$$\gamma = \pi\,(1-\nu)\,(1 + 1/2)\,k^*\,(b\mu)^{-1} \qquad (8)$$

En supposant que la longueur de l'empilement est égale à d/2, on peut obtenir [31] τ_c pour initier une microfissure à partir des n premières dislocations en tête d'un empilement:

$$\tau_c = \tau_i + k_f\, d^{-1/2} \qquad (9)$$

avec $k_f = (2\,\mu\,\gamma_s)^{1/2}$

Une relation semblable, (10)

$$\sigma_f = \sigma_i + k_f\, d^{-1/2}$$

s'obtient [38] pour l'initiation du clivage par la tension locale en avant de l'empilement de dislocations. Orowan [42] en 1933 avait prédit une telle relation à partir de l'équation de Griffith.

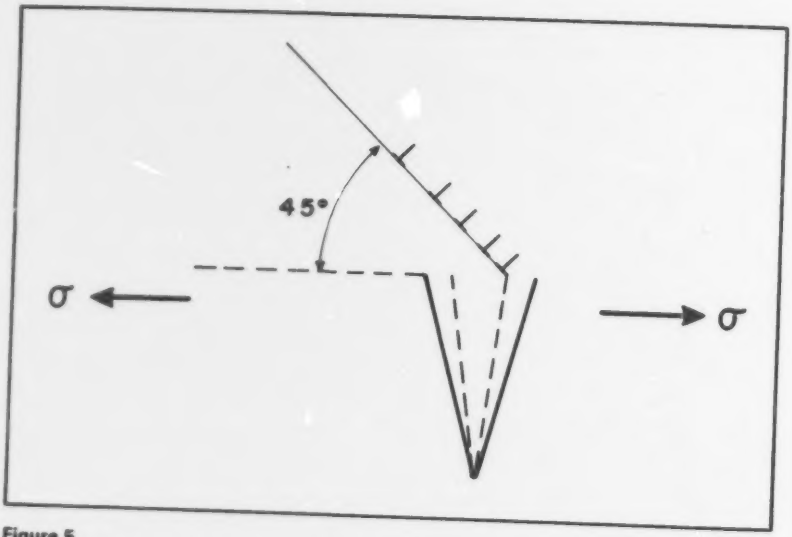


Figure 5
Modèle de Petch pour l'élargissement d'une microfissure par entrée des dislocations.

Tous ces calculs supposent qu'aucune déformation plastique n'a lieu pour relaxer les contraintes concentrées localement. Lorsqu'une telle déformation plastique a lieu, l'initiation de la fissure et sa propagation par clivage deviennent plus improbables.

En accord avec le modèle de Cottrell, Honda [28] observe pour des monocristaux de Fe-3% Si que le glissement sur deux plans {110} qui se coupent le long d'une direction <100> est associé à un clivage sur un plan parallèle à la ligne d'intersection. Plusieurs auteurs ont observé des microfissures initiées à l'intersection de bandes de glissement [43] et à l'intersection bandes de glissement-joints de grains [44-45] dans des cristaux non métalliques, tels que le MgO et le LiF.

1.2.3.2 Initiation par maclage et pliage

Dans les métaux c.c., maclage et clivage sont souvent concommittants [28, 46-57]. Pour des monocristaux de Fe-3% Si, certaines intersections de macles [28, 46-47] favorisent l'initiation d'un clivage. Dans les aciers, des macles atteignant des joints de grains ou des particules dures peuvent aussi produire des microfissures [48-50]. Notons que réciproquement la fissuration peut aussi amorcer du maclage [58], ce qui peut compliquer les observations.

Biggs et Pratt [55] ont proposé que les macles sont un obstacle important au glissement, ce qui favorise l'initiation du clivage. Cepen-

dant, les macles sont des obstacles moins efficaces que les joints de grains [59]. Des macles peuvent aussi agir comme obstacles efficaces pour arrêter des microfissures amorcées [57, 58] .

La vitesse élevée avec laquelle une macle se propage joue un rôle important dans cet amorçage. Une contrainte locale élevée est produite très soudainement par une macle atteignant une deuxième macle, un joint de grain ou un autre obstacle efficace. Lorsque le métal a une limite d'élasticité fortement influencée par la vitesse de déformation, comme dans les métaux c.c., le clivage peut avoir lieu avant que la déformation plastique relaxe cette contrainte locale élevée. De plus [48], la plupart des conditions qui favorisent un maclage sont celles qui favorisent une limite d'élasticité élevée et, de ce fait, celles qui favorisent le clivage. Mahajan [60] propose que la germination de macles dans les métaux c.c. est associée à des arrangements planaires de dislocations-vis qui se forment lorsque le glissement dévié devient difficile. Notons que Johnston et al [61] ont trouvé une relation entre le glissement planaire et la fragilité. Notons aussi que plusieurs auteurs trouvent que le maclage a lieu avant clivage à des températures supérieures à celles où le maclage induit le clivage. À ces températures la relaxation plastique des contraintes associées aux macles atteignant des obstacles a lieu plus facilement.

La figure 6 montre un faciès de clivage maclé observé [62] suite à un essai de traction à la température ambiante sur une éprouvette de fer contenant du titane pour piéger les solutés interstitiels. Jusqu'à la striction toutes les éprouvettes testées ont démontré un comportement ductile semblable (allongement uniforme ~ 22%). Après striction, occasionnellement des éprouvettes rompues à 22°C donnent un faciès fragile. Ce mode de rupture fragile était associé à un maclage dans la zone de striction, phénomène apparemment dû à l'augmentation de la vitesse de déformation lors de cette déformation localisée et à la faible teneur de soluté interstitiel [63].

Dans les métaux h.c., Bell et Cahn [64] ont observé l'amorce d'une fissure de clivage à partir d'un site d'intersection de macles dans du zinc. Sur des monocristaux de magnésium étirés selon une direction presque parallèle au plan de base, Reed-Hill et Robertson [65] trouvent une fissuration par glissement très intense à l'intérieur de macles $\{30\bar{3}4\}$ et $\{11\bar{2}4\}$, à cause de leur orientation favorable au glissement. La possibilité de ce type de rupture *ductile* met en doute la multitude de plans de clivage initialement identifiés dans ce métal [66]. Un mode d'initiation du clivage observé dans du zinc [67] est le déplacement relatif de deux parties d'un sous-joint de flexion par glissement sur le plan (0001) donnant un clivage sur ce même plan [18, 34] (fig. 7).

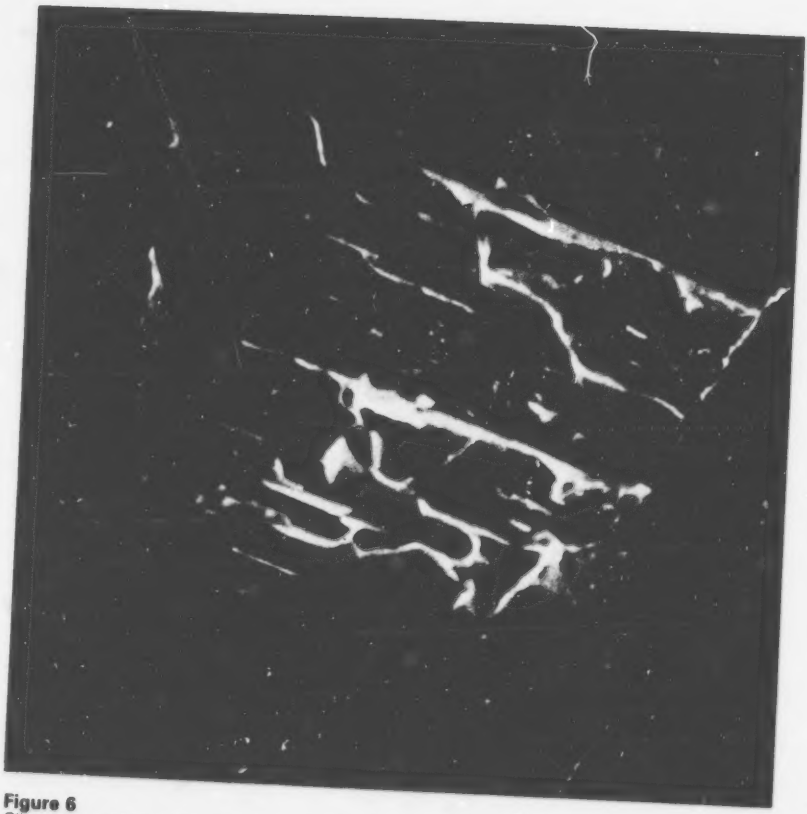


Figure 6
Clivage et rupture intergranulaire initiés par maclage dans un fer Armco à 22°C dans la zone de striction d'une éprouvette de traction.

1.2.3.3 Initiation par rupture de particules dures

Dans le cas des aciers, le mécanisme souvent le plus important pour l'initiation de microfissures de clivage est la déformation plastique causant la rupture de particules de deuxième phase dures et fragiles, telles les carbures [48-50, 56, 57, 68, 69]. Dans des aciers normalisés, les particules responsables de l'initiation sont surtout des fines plaquettes de carbures sous forme de film discontinu aux joints de grains. D'autres traitements thermiques peuvent favoriser la rupture de particules à l'intérieur des grains [47, 70-72].

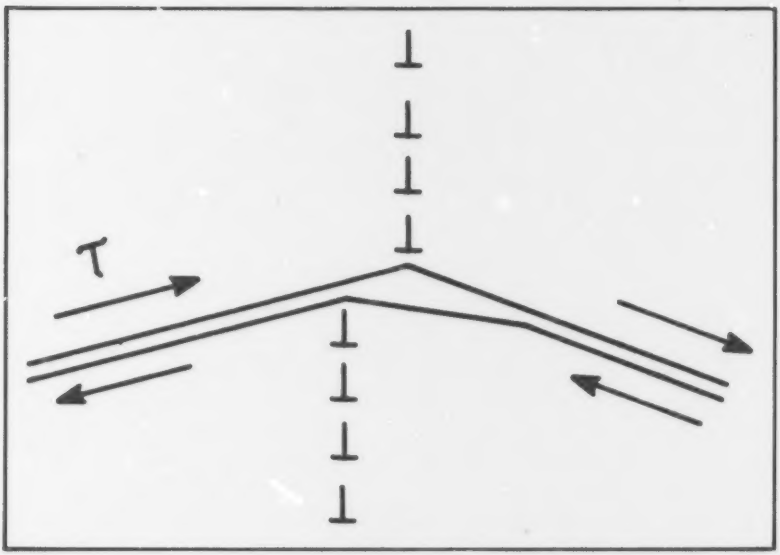


Figure 7
Initiation d'une microfissure par glissement au voisinage d'un sous-joint de flexion.

McMillan et Cohen [58] interprètent leurs résultats métallographiques et mécaniques de la façon suivante: lorsque la fissure qui se trouve dans la particule arrive à l'interface avec la ferrite, soit elle s'arrête à cause de la relaxation de contraintes par déformation plastique, soit elle se propage comme une fissure de Griffith, ce qui nécessite une tension locale suffisante. Si la fissure commence à se propager dans la ferrite, un obstacle plus efficace tel que le premier joint de grains rencontré peut encore l'arrêter à cause de l'augmentation de γ qui en résulte.

Dans la plupart des aciers, l'amorçage causé par la rupture de particules dures est généralement accepté comme étant le mécanisme d'initiation prédominant sauf à très basse température où le maclage devient responsable de l'initiation en accord avec le fait qu'une diminution de température rend la déformation plastique par glissement plus difficile alors que le maclage devient simultanément plus facile.

Pour les raisons déjà mentionnées à la section 1.2.3.1, le stade critique pour le clivage est normalement le stade de propagation. Pour des métaux et des conditions expérimentales qui permettent l'obtention de microfissures de longueur d'un (ou occasionnellement) deux diamètres de grain, le stade critique devrait être le franchissement du

premier (ou du deuxième) joint de grains. Pour d'autres aciers ou d'autres conditions, les microfissures ne sont pas observées [69, 73-75], ce qui indique que la taille critique de fissure de l'équation Griffith-Orowan est inférieure au diamètre du grain. Donc, le stade critique de clivage sera généralement le début de la propagation dans la ferrite. Notons cependant que des microfissures qui partent de films de carbures rompus ont parfois une longueur inférieure à celle du diamètre du grain [49, 58]. À très basse température, il semble [56, 76, 77] que le stade critique peut être l'initiation d'une microfissure par maclage. Nous reviendrons sur ces deux derniers points.

Almond et al [78] et Smith [79] ont développé des modèles d'initiation d'une fissure due à un empilement de dislocations contre un carbure. Ils notent que lorsqu'un carbure d'épaisseur t se rompt, les conditions nécessaires pour propager cette fissure deviennent identiques à celles pour produire une fissure-dislocation géante (cf paragraphe 1.2.3.1). L'énergie associée à un changement de longueur de fissure de t à (t + r) (fig. 8) est:

$$W = \frac{\mu n^2 a_o^2}{4\pi(1-\nu)}. \qquad (11)$$

$$\ell n\left(\frac{4\ell}{r}\right) + 2\gamma r - \frac{\sigma n a_o r}{2} + \frac{\pi(1-\nu)\sigma^2 t^2}{8\mu} - \frac{\pi(1-\nu)\sigma^2 (r+t)^2}{8\mu}$$

où la signification des termes est évidente par comparaison avec l'équation 5.

Selon un calcul semblable à celui de Cottrell [35, 36] et Petch [37, 39], ils obtiennent la même condition que Petch pour la propagation de la fissure pour t = 0. Pour t > 0 ils obtiennent:

$$\sigma_c \geq \left(\frac{\tau_y^{*2} d^2}{t^2} + \frac{8\mu\gamma}{\pi(1-\nu)t}\right)^{1/2} - \frac{\tau_y^* \ell}{t} \qquad (12)$$

où τ_y^* est la composante effective de la cission à la limite d'élasticité.

Dans son calcul, Smith[79] considère une fissure dans un carbure et une bande de glissement coplanaire à la fissure. En tenant compte de la répartition continue de dislocations pour représenter les déplacements locaux autour de la fissure, il arrive à:

$$\frac{t}{d}\sigma_c + \tau^* \left\{1 + \frac{4}{\pi}\left(\frac{t}{d}\right)^{1/2} \frac{\tau_i}{\tau^*}\right\} \geq \frac{4E\gamma}{\pi(1-\nu^2)d} \qquad (13)$$

comme critère de propagation.

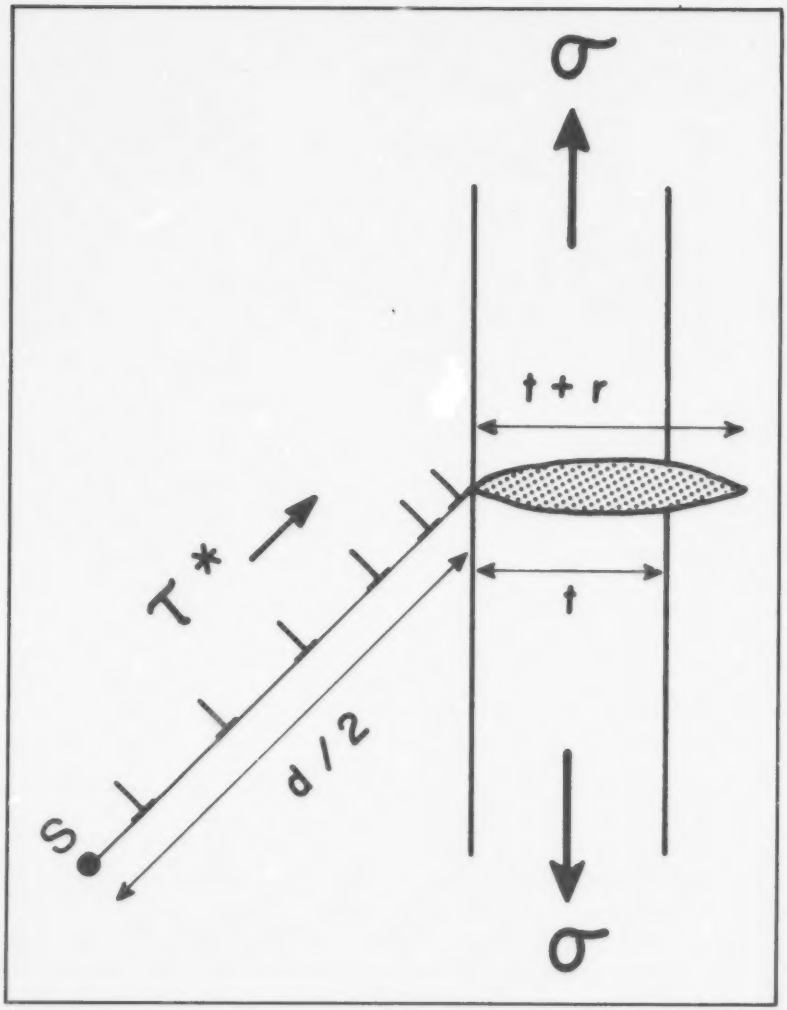


Figure 8
Initiation par glissement d'une microfissure dans un film de carbure et propagation dans la ferrite, selon le modèle de Almond et al [78].

Ces deux modèles prédisent correctement le fait bien connu qu'une augmentation de la taille des particules de carbures favorisent la fragilité. De plus, Oates [69] trouve un accord excellent entre des

résultats et le modèle de Smith. Plusieurs auteurs [57, 69] concluent que le maclage est très efficace pour amorcer une fissure à partir d'un carbure rompu, à cause de la cission interne, τ_i, très faible pour une dislocation de macle. En conséquence, la cission effective est élevée [80].

Lindley et al [57] ont fait une étude détaillée de la fissuration de films de carbure dans un alliage fer-carbone. Lors de la microdéformation plastique avant la limite d'élasticité, leurs résultats indiquent une rupture de carbures par des macles ou par des empilements de dislocations. Pour des déformations plastiques plus élevées, la plupart des fissures dans les carbures tendent à se localiser vers la partie centrale des carbures et à se concentrer fortement dans les carbures qui font un petit angle avec l'axe de traction. Ces auteurs suggèrent qu'à partir d'une certaine déformation, les films de carbures se fissurent de la même façon qu'une fibre dans un matériau composite armé. De plus, ces auteurs expliquent la présence, dans la ferrite, de microfissures de longueur inférieure à la taille de grains par la relaxation des contraintes locales causée par la rupture des films de carbure.

1.3 Mesures de la contrainte de clivage σ_f et relations entre K_{Ic} et σ_f

1.3.1 Mesures de σ_f

Ainsi que nous l'avons vu à la section 1.1, Orowan [1, 2] a proposé que la sensibilité à l'effet d'entaille des aciers peut être étudiée en supposant que la rupture fragile s'amorce lorsque la tension locale dépasse une certaine valeur σ_f. Plusieurs chercheurs [69, 71, 77, 81-83] ont étudié ce problème, généralement en faisant des essais de flexion sur des barreaux entaillés. Pour obtenir la relation entre la contrainte de rupture et la contrainte principale σ_1 dans la région en avant de l'entaille, ils emploient soit le calcul de Hill [88] soit celui de Green et Hundy [89], selon la taille des zones plastifiées obtenues. L'équation de Hill, qui s'applique à une petite zone plastifiée et aux déformations planes, est basée sur sa théorie de lignes de glissement macroscopiques en forme de spirales logarithmiques. L'équation qui permet de calculer la tension σ_1 à une distance x en avant du fond d'entaille à l'intérieur de la zone plastifiée de taille r, ($x \leq r$) est la suivante:

$$\sigma_1 = 2\tau_y [1 + \ell n (1 + x/\rho)] \quad (14)$$

où τ_y est la limite d'élasticité en cission, qui est égale à $\sigma_y/2$ selon le critère de plasticité de Tresca et à $\sigma_y/* \sqrt{3}$ selon celui de Von Mises.

Cette équation est valide jusqu'à une taille critique r_c, de zone plastifiée, où la triaxialité maximale et la valeur maximale $\sigma_{1\ max}$ de σ_1 est atteinte (fig. 9). Pour $r \geq r_c$, cette valeur maximale est donnée par:

$$\sigma_1 = \sigma_{1_{max}} = 2\tau_y \left(1 + \ell n \left(1 + \frac{r_c}{\rho}\right)\right) \quad (15)$$

Cette contrainte demeure approximativement constante dans la zone plastifiée.

Selon la théorie des lignes de glissement de Green et Hundy [89], cette contrainte maximale dépend seulement de l'angle d'inclinaison θ des parois de l'entaille qui détermine la valeur de la triaxialité maximale:

$$\sigma_{1_{max}} = 2\,\tau_y\,(1 + 0.5\pi - 0.5\theta) \quad (16)$$

pour $\theta > 6.4°$.

Ces deux calculs négligent l'effet de la consolidation. Les deux approches expérimentales généralement utilisées pour obtenir σ_f sont de choisir des conditions qui donnent une zone plastifiée très petite, ou de varier θ et de déterminer la température à laquelle le clivage coïncide avec l'obtention de la plasticité générale pour chaque valeur de θ.

Généralement, de telles études démontrent que la valeur de σ_f locale, c'est-à-dire la valeur de σ_1 à laquelle se produit le clivage, varie peu avec la température ou la vitesse de déformation. Dans le cas d'essais de flexion sur des éprouvettes entaillées, la formation de microfissures de la taille du diamètre de grain sont rarement observées [69, 73]. Donc, pour une valeur de σ_f constante, l'étape critique pour la rupture fragile dans l'acier doux semble être le début de propagation d'une fissure de clivage dans la ferrite, suite à la rupture de carbures par glissement. Aux très basses températures, la valeur de σ_f déterminée expérimentalement a tendance à diminuer lorsque la température diminue et lorsque la vitesse de déformation augmente [69, 73, 76, 77]. Ces effets sont parfois [76, 77] attribués à un changement du stade critique qui devient l'initiation d'une microfissure par maclage. Oates [69] propose, que, dans ce cas, le stade critique est le début de propagation dans la ferrite après rupture d'un carbure par une macle. Il explique la variation de la valeur de σ_f par la composante de cission effective plus élevée [80] qui agit sur les dislocations de macle, ce qui, selon les modèles de Smith [79] et Almond et al [78], favorise le début de propagation de la fissure dans la ferrite. Notons que si le clivage dans la ferrite est favorisé par la cission effective sur les dislocations de macle, nous nous approchons de la suggestion de Knott et Cottrell [76, 77], pour qui le stade critique est l'initiation d'une microfissure par maclage.

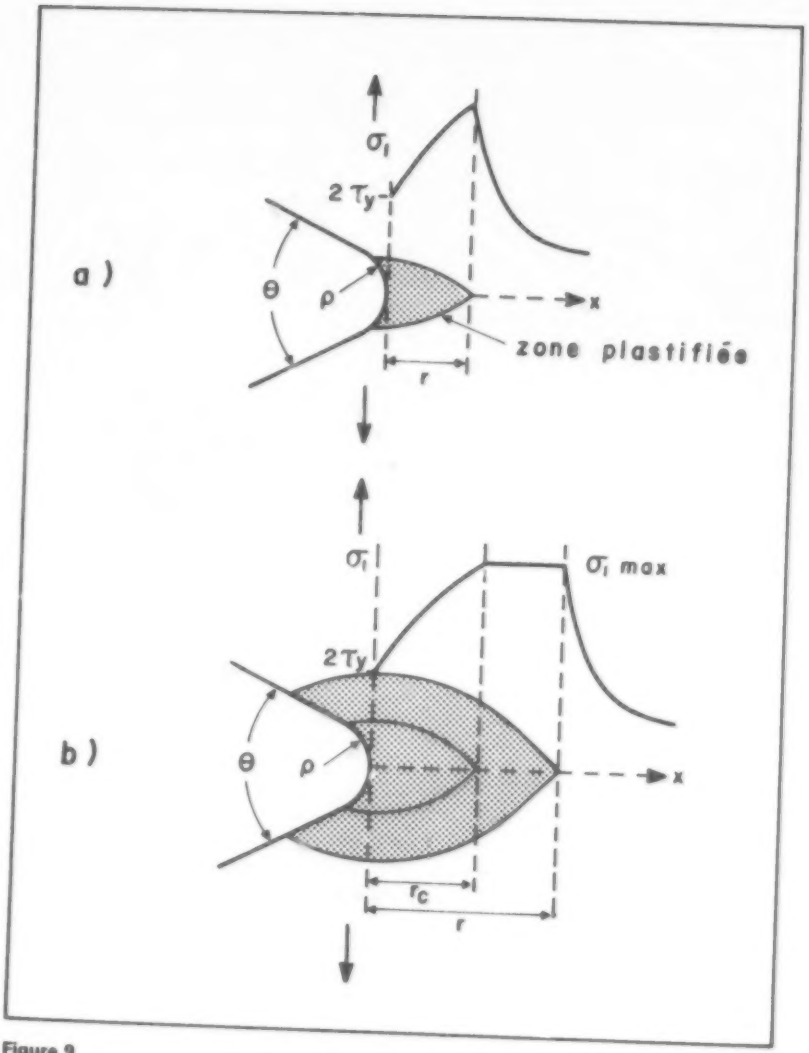


Figure 9
Forme de la zone plastifiée en avant du fond d'entaille et variation, selon la théorie des lignes de glissement macroscopique, de σ_1 en fonction de la distance au fond d'entaille a) dans le cas d'une petite zone plastifiée (équation 14) et b) dans le cas d'une plastification importante (équations 15 et 16).

Griffith et Oates [87] notent (fig. 10) que, pour le même acier, la méthode expérimentale basée sur le calcul de Hill (équation 14) et celle basée sur le calcul de Green et Hundy (équation 16) donnent des valeurs différentes de σ_f. Dans le cas d'une petite zone plastifiée, Griffith et Oates [87], notent que, près de l'interface élastique-plastique, la valeur de σ_1 varie fortement avec x (fig. 9a). Donc, dans ce cas, la valeur maximale de σ_1 peut agir sur une surface trop petite pour pouvoir provoquer du clivage, conduisant ainsi à une surestimation de σ_c.

Griffiths et Owen [90] réanalysent les mêmes résultats, en se servant d'un calcul plus précis par éléments finis qui inclut l'effet d'une consolidation lors de la déformation plastique. Ils trouvent une valeur constante de σ_f entre $-150°C$ à $+50°C$ (fig. 10), ce qui démontre l'utilité de telles méthodes de calcul pour évaluer σ_c. De plus, ce calcul ne situe pas la valeur maximale de σ_1 à l'interface élastique-plastique mais la situe plus près du fond d'entaille surtout lorsque la charge nominale est importante (fig. 11). Le calcul précis de Ritchie, Knott et Rice [86] pour une fissure aiguë arrive à une conclusion semblable.

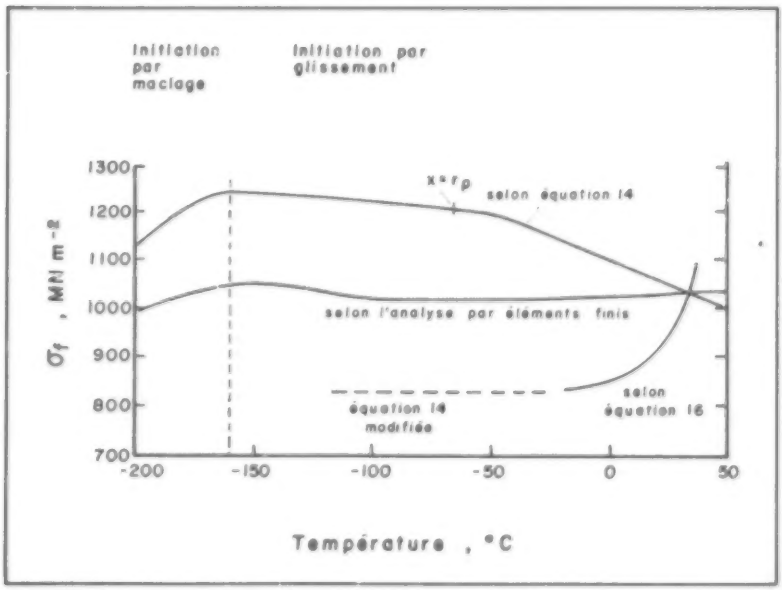


Figure 10
Variation de σ_f en fonction de la température pour une série de résultats. σ_f est calculée selon les équations 14 et 16, selon l'équation 14 modifiée pour tenir compte de la petite région à σ_{1max} [87] et par éléments finis [90].

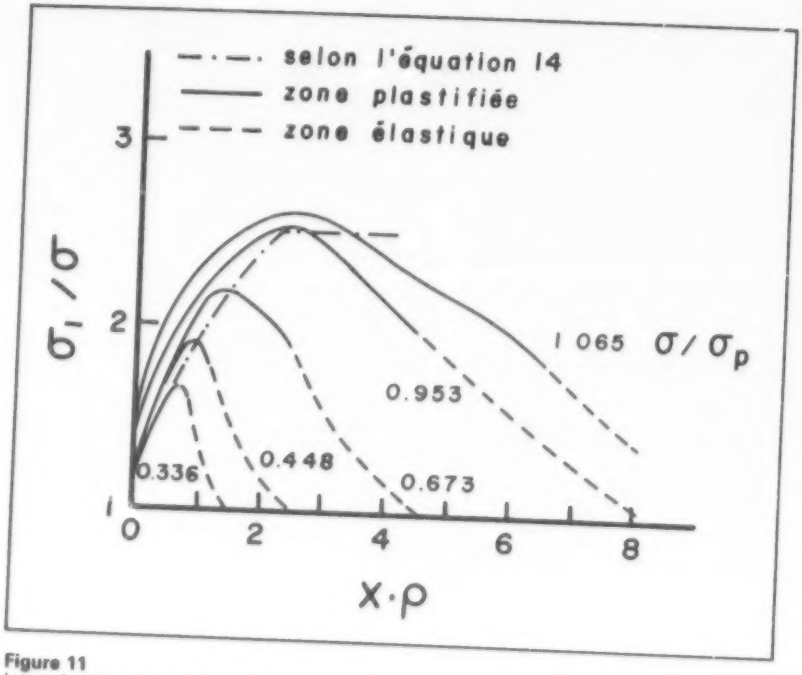


Figure 11
Intensification de la tension selon le calcul par elements finis fait par Griffiths et Owen [90] pour un barreau entaillé d'acier avec coefficient de consolidation de 0,1 et pour différentes valeurs de σ/σ_p, le rapport contrainte nominale/contrainte nominale pour la plastification généralisée.

Les équations 14 et 16 prédisent que, dans une éprouvette entaillée, le clivage devrait s'initier à une certaine distance en avant de fond d'entaille directement à l'interface ou proche de cette interface élastique-plastique.

Les résultats expérimentaux [76, 91] sur des aciers indiquent que l'amorce d'une fissure survient en avant du fond d'entaille. Garde et Weiss [92] ont observé l'initiation de rupture fragile près de l'interface élastique-plastique dans un polymère transparent ayant un comportement d'écoulement plastique semblable à celui des métaux.

Les lignes de rivières permettent souvent l'identification du ou des sites précis de l'initiation du clivage. Souvent à partir du site d'initiation situé à quelques diamètres de grains en avant de l'entaille où de la préfissure, il y a une petite zone où le clivage se propage vers l'amorce (fig. 12).

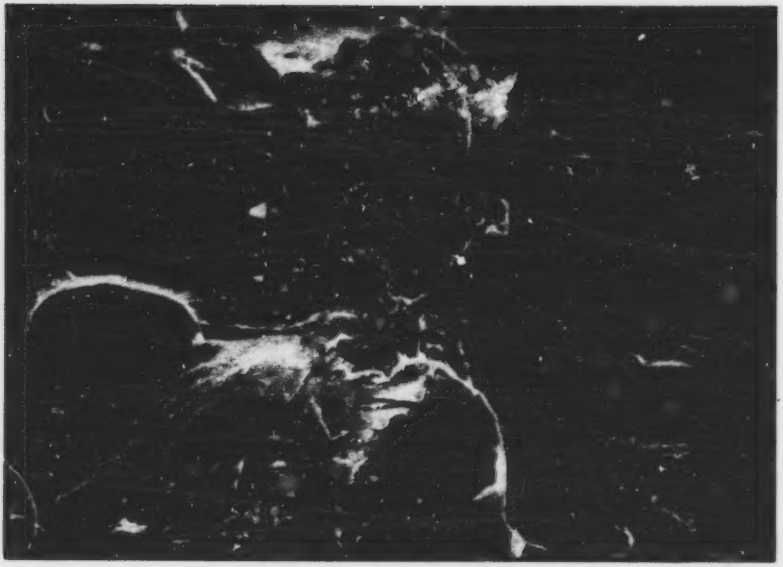


Figure 12
Amorçage du clivage en avant d'une fissure se propageant par déchirement ductile dans un acier à bas carbone à 22°C. Une partie du clivage se propage vers la fissure ductile.

Dans les aciers doux, sauf à très basse température, il y a une zone de rupture ductile entre ce fond d'entaille ou de préfissure et la zone de clivage. Généralement, on suppose que cette rupture ductile précède [76] le clivage. Milne et al [91, 93] ont fait une étude métallographique détaillée de la formation de cette zone ductile. Ils n'ont pas pu mettre en évidence la formation de cupules avant le clivage. Ils concluent que le clivage ainsi que le déchirement ductile qui nécessitent tous deux une tension hydrostatique élevée, sont en compétition, la formation de cupules requérant de plus une déformation locale élevée.

Des travaux précédents, on peut déduire que soit la rupture ductile soit le clivage peut survenir en premier. Lorsque la limite d'élasticité du matériau augmente, par exemple à cause d'une diminution de température, la déformation plastique au fond d'entaille diminue ce qui favorise l'obtention du clivage avant rupture ductile.

1.3.2 Relation entre K_{Ic} et σ_f

Wilshaw, Rau et Tetelman [85] proposent un modèle pour décrire les contraintes et les déformations dans le champ élastique-plastique en avant du fond d'entaille, en supposant une petite zone plastifiée où l'équation 14 est applicable ($r < r_c$). Dans le cas du critère de Tresca, cette équation peut se réécrire:

$$\sigma_{1\ max} = \sigma_y [1 + \ell n (1 + \frac{r}{\rho})] \qquad (17)$$

Pour le critère de rupture $\sigma_{1\ max} = \sigma_f$, on obtient directement:

$$\frac{r_f}{\rho} = exp [\frac{\sigma_f}{\sigma_y} - 1] - 1 \qquad (18)$$

où r_f correspond à la taille de la zone plastifiée pour laquelle ce critère est satisfait à l'interface élastique-plastique.

Wilshaw, Rau et Tetelman prennent pour taille de la zone plastifiée dans une éprouvette avec une entaille aiguë en déformations planes, l'équation suivante:

$$r = \frac{1}{\pi} (\frac{K_{Ic}(\rho)}{1.68\sigma_y})^2 = 0.12(\frac{K_{Ic}(\rho)}{\sigma_y})^2 \qquad (19)$$

où 1.68 est considéré comme la valeur du coefficient de triaxialité pour une entaille aiguë [94] et $K_{Ic(\rho)}$ est la valeur apparente de la ténacité obtenue avec une éprouvette entaillée.

La combinaison des équations 18 et 19 donne [95]:

$$K_{Ic(\rho)} = 2.9\ \sigma_y \{exp [\frac{\sigma_f}{\sigma_y} - 1] - 1\}^{1/2} \cdot \rho^{1/2} \qquad (20)$$

D'après les résultats expérimentaux, ces auteurs considèrent que $K_{Ic(\rho)}$ est proportionnel à $\rho^{1/2}$ pour $\rho > \rho_c$, une valeur limite en dessous de laquelle $K_{Ic(\rho)}$ ne dépend plus de ρ. Donc avec $\rho = \rho_c$, l'équation 18 donne K_{Ic} pour une éprouvette préfissurée. Malkin et Tetelman [96] citent des exemples d'application de cette équation aux aciers faiblement alliés.

D'autres études expérimentales [97, 98] ont toutefois montré que, pour une large gamme de valeurs de ρ, $K_{Ic(\rho)}$ ne varie pas linéairement en fonction de $\rho^{1/2}$. Un tel résultat est facilement interprétable en remarquant que, dans l'équation 19, le coefficient de triaxialité est considéré comme constant alors qu'en réalité il varie lui aussi en fonction de ρ.

Stenbecka [99] trouve que l'équation 20 concorde bien avec ses résultats expérimentaux à des températures suffisamment basses pour que la consolidation locale ne joue pas de rôle significatif dans l'amorçage du clivage.

Tetelman, Wilshaw et Rau [82] mesurent σ_c dans un acier contenant une teneur élevée en azote et trouvent que σ_f diminue avec ρ, le rayon de courbure en fond d'entaille. En notant que la valeur moyenne de σ_f mesurée est au moins 50% plus élevée que la valeur obtenue pour une éprouvette de traction non entaillée et que la densité de microfissures observables dans une éprouvette non entaillée varie fortement avec σ, ils démontrent qu'une approche statistique de type Weibull, tenant compte du volume soumis à la contrainte maximale, peut donner un certain accord avec leurs résultats. Ils proposent, comme condition nécessaire pour la rupture par clivage, qu'une microfissure initiée doit traverser les premiers joints de grains rencontrés. En supposant que pour satisfaire cette condition la zone plastifiée doit s'étendre sur une distance 1.5 d passée la distance x pour laquelle σ_1 devient supérieur à σ_f, ils obtiennent:

$$\frac{r_c}{\rho} = exp\left[\frac{\sigma_{ft}}{\sigma_y}\left(\frac{V_t}{V_e}\right)^{1/n} - 1\right] - 1 + \frac{3}{2}\left(\frac{2d}{\rho}\right) \qquad (21)$$

où r_c est la taille de zone plastifiée à laquelle σ_1 devient égale à σ_f (pour x = r), σ_{ft} est la résistance au clivage d'une éprouvette de traction non entaillée, V_t est le volume soumis à contrainte constante dans l'éprouvette de traction, V_e est le volume soumis à contrainte élevée ($\sigma \geq \sigma_c$) dans l'éprouvette entaillée.

Notons que dans des éprouvettes entaillées d'acier, il ne semble pas que le franchissement des joints de grains soit généralement le stade critique (cf. paragraphe 1.3.1).

Il existe une autre équation [91, 97, 100] qui est complètement empirique car elle n'est pas basée sur une théorie du clivage, mais qui est souvent en bon accord avec les résultats expérimentaux obtenus sur des barreaux de flexion entaillés. Cette équation peut s'écrire:

$$\frac{\sigma'_f}{\sigma_p} = \frac{K_t - 1}{K_t}\left[\frac{2}{\pi}\cos^{-1}\left\{exp-\left(\frac{\pi^2 K_{Ic}^2}{8\sigma_p^2 c^* Y^2}\right)\right\} + \frac{1}{K_t - 1}\right] \qquad (22)$$

où σ'_f est la contrainte élastique à la fibre extérieure au moment de la rupture, σ_p est la contrainte pour laquelle apparaît la plastification généralisée, K_t est le facteur de concentration de contraintes à fond d'entaille, c^* est la profondeur de l'entaille et Y est la fonction de compliance.

Le modèle de Ritchie, Knott et Rice [86] considère que la condition d'apparition d'une rupture par clivage qui s'initie à partir d'une préfissure aiguë est que σ_1 doit être égale ou supérieure à σ_f sur une distance x_o. Cette distance x_o serait reliée à des paramètres microstructuraux et

dépendrait du mécanisme qui correspond au stade critique pour la rupture par clivage.

Ce modèle est basé sur des solutions élastiques-plastiques avancées du champ de contraintes-déformations en avant d'une fissure aiguë [101-104]. Ce traitement indique que l'intensification de contraintes est supérieure à celle calculée selon les équations 14 à 16. De plus, comme déjà mentionné, $\sigma_{1\ max}$ a lieu très près du fond de fissure. Notons aussi que ce modèle et celui de Griffiths et Owen [90], qui prennent tous deux en compte l'effet de consolidation, indiquent, qu'à partir de la valeur x_{max} où $\sigma_{1\ max}$ est atteinte, σ_1 diminue avec $x > x_{max}$ même à l'intérieur de la zone plastifiée. Ritchie, Knott et Rice trouvent que pour $x_o \sim 2$ d, ce modèle explique bien, pour l'acier étudié, la variation de K_{Ic} en fonction de la température entre -150 à -75°C, mais il y a divergence aux températures plus élevées où la plasticité devient plus importante et où la rupture ne suit plus immédiatement l'initiation de la première microfissure. À très basse température où il y a très peu de plasticité, ce modèle peut se résumer [99, 105] par la relation simplifiée suivante:

$$K_{Ic} = \sigma_f (2\pi x_o)^{1/2} \qquad (23)$$

De plus, Ritchie, Knott et Rice [86] notent une faiblesse importante du modèle de Wilshaw, Tetelman et Rau [85]. En effet, en utilisant l'équation de Hill (équations 14 et 17), ces derniers supposent que le site d'initiation de la rupture varie avec σ_y et avec la température, tandis que pour une préfissure aiguë, les calculs de Ritchie, Knott et Rice indiquent que le site où σ_1 est maximale se trouve très près du fond de fissure (fig. 13). De ce fait, ils proposent que l'initiation du clivage se fait au premier joint de grains en avant du fond de préfissure ou même plus près de ce fond.

Dans une étude [106] du clivage amorcé lors d'une fissuration en fatigue à -100°C d'un acier à bas carbone, nous observons, grâce aux rivières sur les plages clivées, que généralement l'initiation a lieu à une distance inférieure au diamètre de grain en avant du fond de fissure (fig. 14). Notons cependant que dans ce cas de fatigue, le clivage peut se produire de façon discontinue (voir chapitre 12).

Plusieurs études [81, 85, 98, 105] ont trouvé que le modèle de Ritchie, Knott et Rice s'applique bien à la rupture fragile de divers aciers et alliages de titane. La distance caractéristique x_o est normalement de l'ordre de 2 à 6 diamètres de grains dans le cas d'acier ferritique-perlitiques. Dans le cas d'aciers trempés et revenus de structure bainitique, Ritchie, Server et Wullaert [85] ont trouvé $x_o = 2$ à 4 diamètres de grains austenitiques. Stenbecka [99] a trouvé $x_o \simeq 13$ tailles des paquets de lattes martensitiques. Curry et Knott [81] démontrent que x_o ne varie pas avec la taille des grains pour d $< 50\mu$m. La distance caractéristique doit être considérée comme essentiellement empirique.

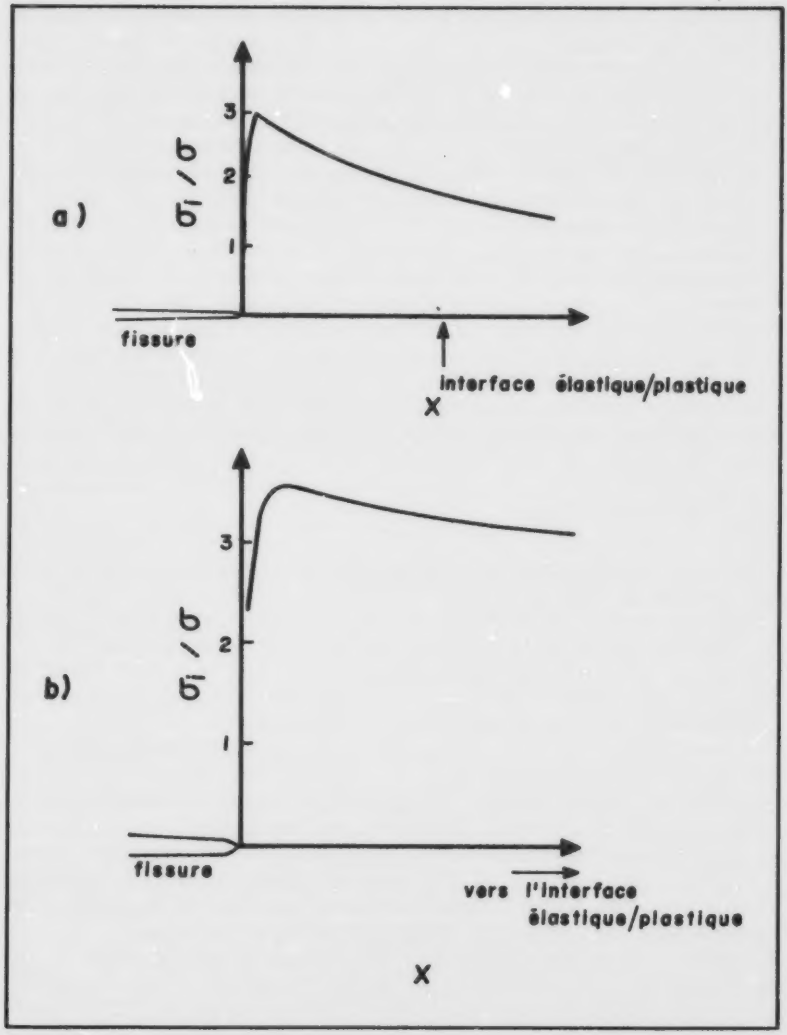


Figure 13
Schéma de l'intensification de la tension selon les calculs de Ritchie, Knott et Rice [86] a) dans le cas d'une préfissure aiguë et une limite d'élasticité élevée et b) dans le cas d'une préfissure à fond émoussé et une limite d'élasticité moins élevée.

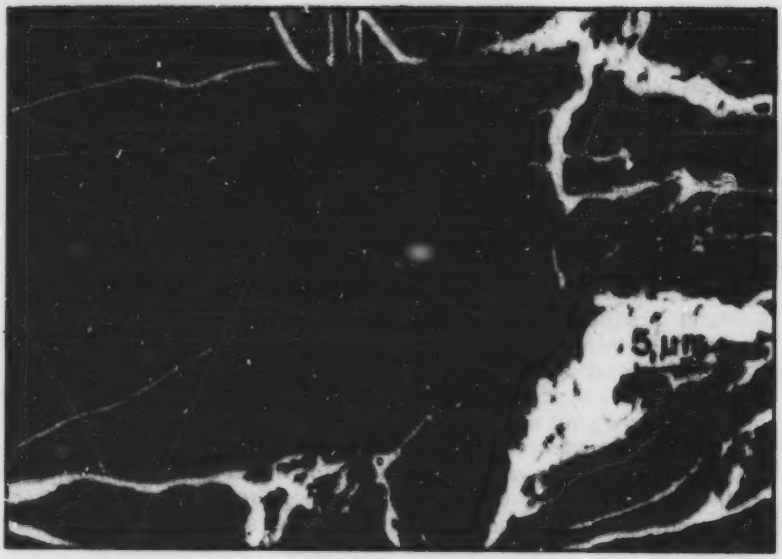


Figure 14
Amorçage d'une plage de clivage en fatigue à – 100°C d'un acier à bas carbone. Les résultats indiquent que généralement l'amorçage se fait très près du fond de la fissure de fatigue.

Ayant trouvé que l'épaisseur des carbures aux joints de grains dépend de la taille du grain, Curry et Knott [77, 81, 107] tentent alors d'interpréter l'influence de la taille des carbures sur K_{Ic} des aciers sphéroïdisés. Ils invoquent un effet statistique qui tient compte de la probabilité de trouver un carbure d'une certaine taille dans les régions situées en avant du fond de préfissure et soumises à différentes valeurs de σ_1. En d'autres termes, il faut considérer la probabilité pour que la rupture fragile s'amorce hors de la région où σ_1 est maximale, à cause de la présence d'une particule de taille supérieure ou d'une microstructure localement plus favorable au clivage. Ceci implique que généralement il n'y a pas de relation simple entre x_o et un paramètre caractéristique de la microstructure.

Nous voyons donc que les théories actuelles de l'amorçage de la rupture fragile à partir d'une entaille ou d'une préfissure ont toutes un certain caractère empirique. Les points principaux qui ressortent sont la nécessité d'atteindre une certaine tension σ_1 sur une certaine distance, la nécessité d'inclure un effet statistique à cause des variations locales de la microstructure, et la nécessité de connaître avec précision les champs de contraintes et déformations dans la région du fond d'entaille ou de préfissure.

1.4 Règles et modèles pour prédire la fragilité

Il existe plusieurs règles et modèles pour prédire le comportement fragile ou ductile des matériaux. Pugh [108] a proposé une règle empirique mais qui fonctionne bien. Celle-ci veut qu'une faible valeur du rapport K'/G indique une tendance à la fragilité, où K' est le module d'élasticité volumique et G est le module de cisaillement. Ce rapport paraît logique car empiriquement [109] le produit $K'a_o$ semble relié à γ_s et la résistance à la déformation plastique est proportionnelle à Gb où b est le vecteur de burgers des dislocations glissiles. Pour le cas d'une structure cristalline donnée, le rapport a_o/b est constant. Comme indiqué au tableau 1, compilé par Hecker et al [11] et par Saxton et London [110], ce rapport prédit assez bien la tendance à la fragilité dans les métaux c.f.c., c.c. et h.c.

Le modèle suggéré par Kelly, Tyson et Cottrell [111] considère qu'une fissure peut se propager par clivage parfait, c'est-à-dire sans induire de déformation plastique, seulement lorsque la contrainte de clivage peut être atteinte en tête de fissure avant que la cission maximale à cet endroit devienne égale à la cission théorique τ_g^* pour induire le glissement dans un monocristal parfait. Ce raisonnement considère que même s'il n'y a pas de dislocations mobiles présentes en tête de fissure, la concentration de cission peut en créer. En réalité, ce calcul est seulement applicable à un cristal ne contenant pas initialement de dislocations mobiles. Cette condition pour le clivage peut s'écrire:

$$\sigma_{max}/\tau_{max} > \sigma_f^*/\tau_g^*, \qquad (24)$$

où σ_{max} est la tension maximale en tête de fissure.

Pour le cas des métaux, un calcul précis de σ_f^* est très difficile et il faut encore utiliser l'équation très approximative d'Orowan (éq. 1). Pour la valeur de τ_g^*, ces auteurs [111] emploient une méthode d'estimation qui fait une distinction entre les métaux selon qu'ils ont une forte ou une faible énergie de faute d'empilement. Le calcul de σ_{max} et de τ_{max} utilisé est approximatif et ne tient pas compte pleinement de la triaxialité en tête de fissure. Ce modèle réussit néanmoins à séparer clairement les matériaux très fragiles des matériaux non fragiles mais ne permet pas de classer les cas intermédiaires.

Rice et Thompson [112] notent une faiblesse de l'équation 24 parce que τ_{max} n'est pas constant sur le plan de cission comme cela est nécessaire pour induire le glissement dans un monocristal parfait. Ils considèrent que le matériau est fragile si la création de dislocations à fond de fissure est difficile. Une création facile de dislocations à fond de fissure indique évidemment un matériau ductile. Ils concluent que les cristaux ayant une valeur élevée de Gb/γ_s (7.5 – 10) et des dislocations peut dissociées sont fragiles. Tyson [113] déduit aussi que la rupture fragile a lieu pour $Gb/\gamma_s > 10$.

Métal	Structure	K'/G	Fragilité relative
Ir	c.f.c.	1,77	fragile
Rh	c.f.c.	1,83	fragile
Ni	c.f.c.	2,43	ductile
Pt	c.f.c.	4,52	ductile
Cu	c.f.c.	2,89	ductile
Ag	c.f.c.	3,46	ductile
Au	c.f.c.	6,19	ductile
Cr	c.c.	2,66	fragile
W	c.c.	2,06	fragile
Mo	c.c.	2,37	fragile
Fe	c.c.	2,03	fragile
V	c.c.	3,47	fragile
Ta	c.c.	3,01	peu fragile
Nb	c.c.	4,63	peu fragile
Zn	h.c.	1,59	fragile
Cd	h.c.	2,03	peu fragile
Co	h.c.	2,43	peu fragile
Mg	h.c.	1,92	peu fragile
Re	h.c.	1,76	peu fragile
Zr	h.c.	2,58	ductile
Ti	h.c.	3,25	ductile
Hf	h.c.	3,58	ductile
Os	h.c.	1,67	fragile
Be	h.c.	0,87	fragile

Tableau 1
Corrélation entre la fragilité et K'/G [11, 110].

1.5 La transition ductilité-fragilité

Des paragraphes précédents, il est évident que la transition ductilité-fragilité est liée à une déformation plastique qui devient significativement plus difficile lorsque la température diminue ou lorsque la vitesse de déformation augmente. Cette transition a lieu dans les matériaux dont la limite d'élasticité augmente rapidement lorsque la température décroît. Par contre, la contrainte locale σ_f causant l'amorçage d'une rupture fragile par clivage augmente peu lorsque la température diminue.

À partir de ses modèles pour l'initiation du clivage par des empilements de dislocations, Stroh [31-34] a développé une théorie de la température de transition, basée sur la relaxation des contraintes locales, au voisinage de la tête de l'empilement, par dépiégeage des dislocations épinglées par des atomes de solutés. La température aurait un effet sur la contrainte de dépiégeage. Hahn et al [51, 52] ont expérimentalement démontré que cette explication était fausse et ont relié la transition à l'augmentation de la résistance au glissement lorsque la température diminue. À la même époque, Petch [37, 39] relie cette augmentation de résistance au glissement à l'activation thermique de la déformation plastique et à l'influence de la température sur la contrainte de Peierls-Nabarro, caractérisant la résistance intrinsèque du réseau cristallin au glissement. Les travaux subséquents démontrent que les détails de cette explication doivent être modifiés pour tenir compte de la façon dont le coeur des dislocations-vis est dissociée [par exemple, 114].

La rupture ductile est contrôlée par une déformation locale, par opposition au clivage qui est contrôlé par une contrainte locale, σ_f. Pour obtenir la rupture ductile, la plasticité du matériau doit être suffisamment élevée pour permettre des déformations plastiques locales conduisant au déchirement ductile avant que la tension n'ait atteint une valeur critique σ_f sur une distance suffisante. Il existe une certaine gamme de température, qui dépend des autres conditions expérimentales, pour laquelle la rupture commence par déchirement ductile et ensuite se transforme en clivage. Ce changement dans le mécanisme de propagation provient surtout de l'augmentation de la limite d'élasticité à cause de l'augmentation de la vitesse de déformation locale [22, 66, 115] associée au début de propagation. Cette augmentation de la limite d'élasticité permet alors à σ_f d'être atteint localement.

La charge nécessaire pour causer la rupture et celle pour causer un écoulement plastique généralisé dans le cas d'un barreau entaillé d'acier à bas carbone soumis à une flexion lente varie [66, 115] avec la température de la façon indiquée à la figure 15. Dans la région A, le clivage est initié aussitôt qu'il y a maclage. Dans la région B, le clivage est initié par le glissement et par les microfissures produites dans les carbures à l'intérieur de la petite zone plastifiée en avant de l'entaille. Lorsque la température augmente, la limite d'élasticité diminue et, pour satisfaire le critère de rupture par clivage, une zone plastifiée plus grande est nécessaire, tel que prévue par l'équation de Hill (équation 14). Dans la région C, le clivage coïncide avec ou suit de près l'écoulement plastique généralisé. La contrainte locale maximale est donnée par les équations 15 ou 16. La différence entre la courbe de rupture et la courbe d'écoulement plastique généralisé peut être attribuée à la consolidation. Dans la zone D, la rupture a encore lieu essentiellement par clivage. L'augmentation rapide de la charge de rupture est liée à la

grande zone plastifiée en forme d'ailes de papillon produite avant d'atteindre localement σ_f. La présence de ces zones réduit fortement la triaxialité et l'intensification des contraintes. Une deuxième contribution à cette augmentation rapide est une augmentation de σ_f à cause du montant important de déformation plastique [66]. Dans la région E, la rupture s'amorce par déchirement ductile avant de se transformer en clivage. Dans la région F, la rupture a lieu complètement par déchirement ductile. La limite d'élasticité est trop basse et la déformation plastique est très facile à ces températures, ce qui ne permet plus d'atteindre σ_f pour la taille d'éprouvette considérée, même après augmentation de la vitesse de déformation lors de la propagation de la fissure par déchirement ductile.

Les différences avec une courbe de transition Charpy viennent du fait qu'à la figure 15 nous considérons seulement la charge nécessaire pour la rupture et non pas l'énergie absorbée lors de la rupture. De plus, les vitesses de déformation sont différentes.

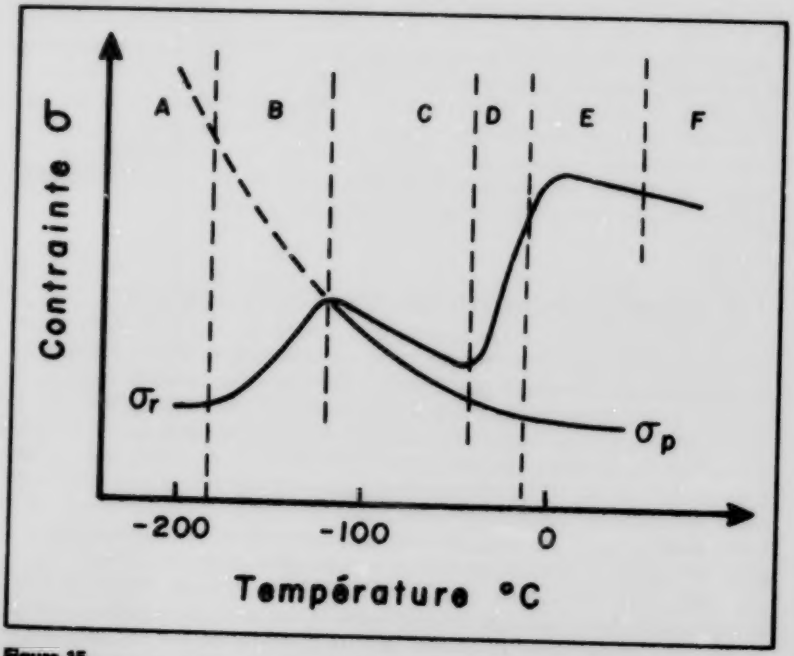


Figure 15
Variation selon Knott [66, 115] de la contrainte nominale à la rupture, σ_r, et de la contrainte nominale pour la plastification généralisée, σ_p en fonction de la température, dans le cas de barreaux de flexion entaillé d'acier doux.

Des résultats semblables existent depuis longtemps pour des éprouvettes de traction non entaillées et aussi pour un acier à bas carbone (fig. 16). Hahn et al [51, 52] ont aussi expliqué leur région A par un clivage initié par du maclage ayant lieu nettement en dessous de la limite d'élasticité. Dans la région B, la rupture a lieu sans indication que la limite d'élasticité soit atteinte. Cependant, la contrainte de rupture correspond à celle extrapolée pour la limite d'élasticité supérieure. Il faut conclure que le clivage est amorcé par le glissement. Dans la région C, la rupture a lieu lors de la propagation des bandes de Lüders-Piobert. Des microfissures de clivage sont observées dans les régions traversées par ces bandes. Dans la région D, la rupture a lieu par clivage mais une certaine consolidation, croissante lorsque la limite d'élasticité diminue, est nécessaire pour permettre la rupture fragile. Dans la région E, la rupture s'amorce par déchirement ductile au centre de la section d'éprouvette, mais la fissure se transforme ensuite en une fissure de clivage. Dans la région F, la rupture a lieu complètement par striction et déchirement ductile. La similarité entre la figure 15 et 16 est frappante. Le critère de rupture par clivage requiert dans les deux cas d'atteindre σ_f localement. Pour l'initiation d'une microfissure de clivage dans la ferrite, ce critère doit être satisfait dans le voisinage d'un carbure rompu par glissement ou par maclage ou dans le voisinage d'une intersection de deux macles ou d'une intersection macle-joint de grain. Pour la propagation par clivage, il faut donc satisfaire ce critère en avant du fond d'une microfissure ou d'une macrofissure initiée par déchirement ductile.

1.6 L'influence de la microstructure

L'influence que peut avoir la microstructure sur la rupture se manifeste généralement par l'étude de la variation de la limite d'élasticité en fonction de cette microstructure. Comme nous l'avons vu dans la section précédente, si σ_f n'est pas influencée par le changement de microstructure, une limite d'élasticité plus élevée diminue l'intensification de la tension requise pour atteindre σ_f et donc induit une diminution de K_{Ic}. C'est la tendance qui est généralement observée dans les métaux. Cependant, il y a des exceptions, notamment pour l'influence de la taille de grains. En effet, les variations de microstructure influencent normalement σ_f et peuvent aussi influencer x_o, la distance caractéristique, dans le modèle de Ritchie, Knott et Rice. Nous allons donc considérer brièvement les deux paramètres métallurgiques qui ont probablement le plus d'influence sur la rupture par clivage des aciers: à savoir, la présence de particules dures et l'influence de la taille des grains ou du paramètre caractéristique qui agit effectivement comme la taille des grains.

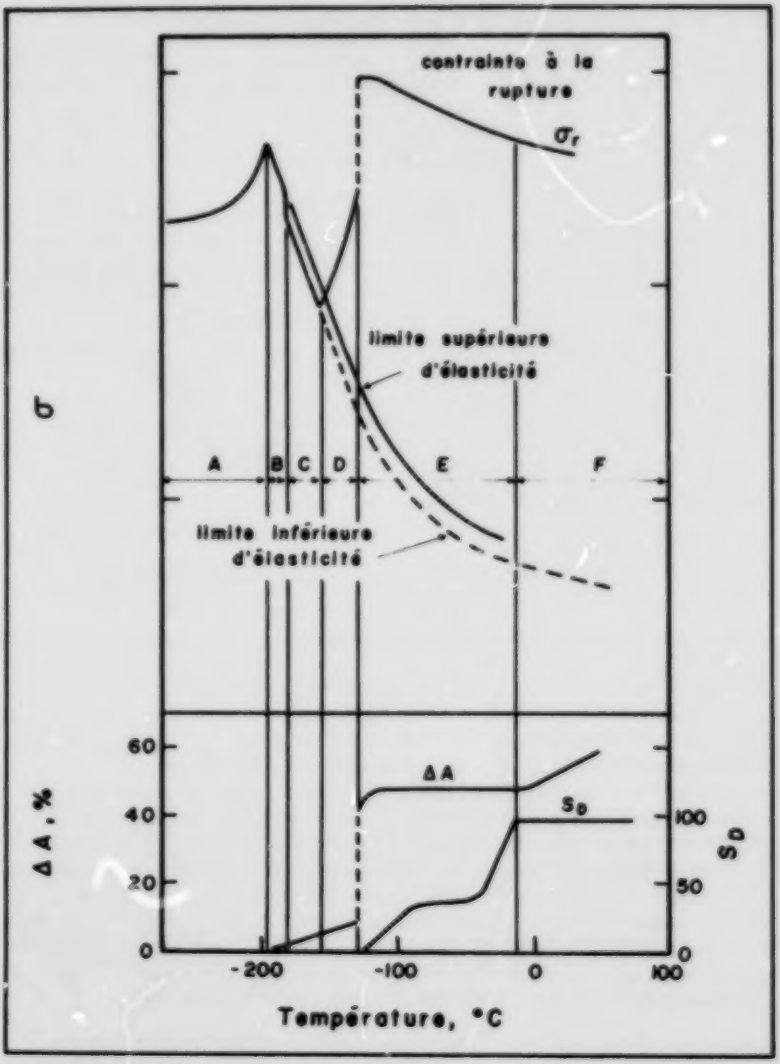


Figure 16
Variation en fonction de la température, de la contrainte nominale à la rupture, des limites d'élasticité inférieure et supérieure, de la réduction de section A et du pourcentage de la surface de rupture ayant un aspect ductile S_D dans le cas d'éprouvettes de traction et d'un acier à bas carbone (selon Hahn et al [51, 52]).

1.6.1 L'influence de particules dures

Comme nous l'avons vu au paragraphe 1.2.3.3, l'influence de l'épaisseur de carbures sous forme de films discontinus est prédite par les équations 12 et 13. L'équation 13, proposée par Smith [79], semble donner un bon accord avec les résultats expérimentaux [69]. Pour cette raison, Curry et Knott [72, 84] l'utilisent dans leur considération statistique de la rupture.

Dans le cas d'un acier sphéroïdisé, une approche comme celle de Almond et al [78] ou de Smith [79], dans laquelle les empilements de dislocations jouent un rôle important, semble inappropriée. Dans ce cas, Curry et Knott [72, 107] considèrent une fissure dans un carbure tout simplement comme une fissure ronde de Griffith.

L'étude de Hodgson et Tetelman [71] sur des barreaux entaillés supporte cette hypothèse dans le cas d'une microstructure grossière. Dans le cas d'une structure fine, ces derniers trouvent que σ_f est surtout influencée par l'espacement entre particules. Rawal et Gurland [105, 116] trouvent expérimentalement un bon accord avec l'équation de Hahn et Rosenfield [117], proposée pour l'influence des carbures sur la rupture ductile:

$$K_{Ic} = [2 E \gamma_s \delta \sigma_y]^{1/2} \qquad (25)$$

où δ est l'espacement moyen entre deux particules dans le volume.

Quoique l'équation soit applicable à la rupture ductile, le bon accord expérimental trouvé par Rawal et Gurland [104], quand cette équation est appliquée au clivage, est probablement attribuable à la distance sur laquelle la tension est maximale en tête de préfissure. Notons la similarité entre les équations 23 et 25. La ténacité, K_{Ic}, diminue lorsque la fraction volumique et la taille de carbures augmentent.

La présence de particules dures n'est pas toujours nécessairement néfaste. Dans les aciers à outils à haute vitesse, la présence d'une grande quantité de carbures (e.g. 15% en vol.) ne semble pas influencé K_{Ic} parce qu'apparemment la zone plastifiée en tête de fissure est trop petite dans ces aciers très durs pour rompre ces particules [118, 119]. Dans ce cas, c'est la microstructure entre les particules qui contrôlent K_{Ic}. Dans le même ordre d'idées, Hodgson et Tetelman [71] trouvent que la présence d'un petit nombre de gros carbures répartis dans une microstructure uniforme de petits carbures influence peu σ_f.

1.6.2 L'influence de la taille des grains

La taille des grains est l'autre paramètre métallurgique qui devrait avoir une influence marquée sur le clivage. Une relation linéaire entre σ_f et $d^{-1/2}$ (équation 10) peut être prédite théoriquement à partir des modèles d'initiation d'une microfissure et de la loi de Hall-Petch (équa-

tion 6). Cette relation est confirmée expérimentalement [84, 120]. Néanmoins, dans un acier à bas carbone, Curry et Knott [84] trouvent que K_{Ic} varie peu avec d pour 30 μm < d < 90 μm. Pour des valeurs de d plus petites, K_{Ic} augmente sensiblement lorsque d diminue. De plus, la distance caractéristique x_o dans la théorie de Ritchie, Knott et Rice [86] était considérée constante pour d ≤ 50 μm. Ces résultats de Curry et Knott ont cependant démontré qu'il existait aussi une relation entre la taille de grains et l'épaisseur des carbures aux joints, masquant ainsi l'influence réelle de d. Cependant, rappelons que, dans des éprouvettes entaillées, il semble que le stade critique pour le clivage est le début de propagation dans la ferrite et non pas le franchissement du premier ou du deuxième joint de grain rencontré. Rappelons aussi que K_{Ic} mesure la résistance à l'amorçage d'une propagation instable (et pas nécessairement par clivage) dans une éprouvette préfissurée. En utilisant des éprouvettes à surfaces nitrurées pour réduire les effets causés par les lèvres de cisaillement, Bullock et Smith [21] ont montré qu'une taille de grains grossière défavorise l'arrêt d'une fissuration par clivage et facilite la réinitiation quand la fissure est arrêtée.

Plusieurs chercheurs [121, 122] ont aussi trouvé que la température de transition ductilité-fragilité (T.T.) dans les aciers varie linéairement avec $d^{-½}$ selon l'équation:

$$TT = TT_o - k_T d^{-½} \qquad (26)$$

où TT_o et k_T sont des constantes du matériau.

La présence de perlite dans un acier a tendance à diminuer la ténacité. La taille du grain austénitique influence plus fortement la ténacité à la rupture que ne le font la taille des colonies de perlite ou l'espacement entre lamelles de cémentite [123-126]. La rupture fragile produit des facettes clivées de taille supérieure à la taille des colonies mais légèrement inférieure à la taille des anciens grains austénitiques [125-127]. Park et Berstein [125-126] démontrent la présence de groupes de colonies, dont la désorientation cristallographique entre plans {100} dans les lamelles de ferrite, est faible à l'intérieur de chaque groupe. La taille de ces groupes, peut être alors considérée comme une taille de grains effective. Cette taille dépend de la taille des anciens grains austénitiques, probablement à cause d'une orientation relative privilégiée entre une colonie de perlite et le grain d'austénite-mère [128].

Dans le cas d'aciers bainitique ou martensitique, plusieurs études [129-131] indiquent clairement que la taille de grains effective est la taille des paquets de lattes martensitiques ou bainitiques [129-131]. C'est elle qui correspond à la taille des facettes de clivage.

Lonsdale et Flewitt [131] trouvent que la taille des paquets de lattes bainitiques varie linéairement avec la taille des grains austénitiques et que l'équation 27 explique le comportement de leur acier allié lorsque

d représente cette taille de grains austénitiques. Naylor et Krahe [132] expliquent le clivage observé par une déviation légère de la surface de clivage à chaque interface entre lattes à l'intérieur d'un même paquet, ceci étant possible grâce à un clivage sur plusieurs plans cristallographiques et par les relations d'orientation entre les différentes lattes dans un paquet.

1.7 Conclusion

Durant les vingt-cinq dernières années, des progrès très importants ont été réalisés dans la compréhension de l'initiation et de la propagation des fissures par clivage. Il est maintenant bien établi que l'amorçage du clivage requiert un niveau de contrainte locale σ_f, qui est peu influencé par la température et la vitesse de déformation.

Les mécanismes théoriques d'initiation du clivage initialement proposés et basés sur la théorie des dislocations ne sont applicables qu'aux métaux monophasés très purs. Dans les alliages commerciaux, plusieurs éléments de la microstructure jouent un rôle important dans l'initiation, dont les mécanismes sont modifiés en conséquence. Directement lié à ce rôle de la microstructure, apparaît alors un aspect statistique de l'initiation pour prendre en compte la variation des paramètres microstructuraux influençant le clivage et situés en tête d'une préfissure ou d'une entaille, dans la région où la valeur de contrainte locale est égale ou voisine à la valeur maximale. Ajoutons que cet aspect statistique du clivage dans des barreaux entaillés semble responsable de la grande dispersion des valeurs d'énergie absorbée obtenues dans la zone de transition ductilité-fragilité lors des essais de résilience Charpy-V, cette dispersion s'expliquant [133] selon le mode d'amorçage de la rupture (soit clivage, soit déchirement ductile).

Durant les dix dernières années, l'emploi de méthodes puissantes de calcul a permis de réaliser des avances significatives dans la détermination de la répartition locale des contraintes en tête de fissure ou d'entaille pour des alliages commerciaux qui se déforment plastiquement avec consolidation. Une relation pratique entre K_{Ic} et σ_f a pu ainsi être établie. Excepté le cas des microstructures simples, le rôle de la microstructure est un problème complexe, car plusieurs paramètres microstructuraux peuvent influencer, à des degrés divers, la rupture fragile par clivage.

Les prochaines années devraient permettre d'atteindre une meilleure compréhension du rôle joué par ces divers paramètres.

Bibliographie

[1] E. Orowan, Transactions Institute of Engineers and Shipbuilders of Scotland, 89, (1945-46) pp. 165-215.

[2] E. Orowan, Reports Prog. Phys., 12, 1948-49, pp. 185-232.

[3] A.A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. (London) A221 (1921) pp. 163.

[4] C. Inglis, Trans. Inst. Naval Architecture (London), 55, (1913), 219.

[5] E. Orowan, Fracture and Fatigue of Metals, rédacteur W.M. Murray, The Technology Press of MIT, (1952), pp. 139-167.

[6] G.R. Irwin, Fracturing of Metals, American Society for Metals, Cleveland, (1948), pp. 147-166; G.R. Irwin et A.S. Kies, Welding J., 31, (1952), pp. 95s-100s.

[7] C.D. Beachem, Special Volume: Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, August 1976, ASM, 1978, pp. 322-347.

[8] B. Baudelet, La rupture des métaux, École d'Été La Colle sur Loup, textes rassemblés par D. François et L. Joly, (1972) pp. 165-187.

[9] R.W. Douglass et R.I. Jaffee: Proc. ASTM, 62, (1962), pp. 627-637.

[10] P. Haasen, H. Hieber et B.L. Mordike, Z. Metallk., 56, (1965), pp. 832-841.

[11] S.S. Hecker, D.L. Rohr et D.F. Stein, Met. Trans., 9A, (1978), pp. 481-488.

[12] D.L. Rohr, L.E. Murr et S.S. Hecker, Met. Trans., 10A, (1979) pp. 399-405.

[13] F.C. Holden, R.W. Douglass et G.I. Jaffee, Symposium on Newer Metals, ASTM-STP 272, (1960), pp. 68-79.

[14] J.F. McNeil et H.R. Limb, J. Inst. Metals, 58, (1958-59), pp. 79-87.

[15] H.R. Limb, J. Inst. Metals, 92, (1963-64), pp. 423-426.

[16] D. Hull, P. Beardmore et A.P. Valintine, Phil. Mag. 12, (1965), pp. 1021-1041.

[17] R. Ayres et D.F. Stein, Acta Met., 19, (1971), pp. 789-794.

[18] J. Friedel, Les dislocations, Gauthier-Villars, Paris (1956), Dislocations, Permagon Press, Oxford (1964).

[19] J. Dvorak, Fracture 1969, Proceedings of the Second International Conference on Fracture, Chapman and Hall, Londres, (1969), pp. 338-349.

[20] R.G. Hoagland, A.R. Rosenfield et G.T. Hahn, Acta Met., 3, (1972), pp. 123-136.

[21] G. Bullock et E. Smith, Fast Fracture and Crack Arrest, ASTM STP 627, (1977), pp. 286-300.

[22] D.K. Felbeck et E. Orowan, Weld. J., 34, (1955), pp. 570s-575s.

[23] J.J. Gilman, Trans. AIME, 212, (1958), pp. 310-315.

[24] J.R. Low, Jr., Fracture, rédacteurs B.L. Averbach et al, John Wiley and Sons, New York, (1959), pp. 68-90.

[25] S.F. Pugh, Fracture Toughness of High Strength Materials: Theory and Practice, ISI Publication 120, Iron and Steel Institute, Londres, (1970), pp. 74-80.

[26] C. Zener, Fracturing of Metals, ASM, Cleveland, Ohio, (1948), pp. 3-31.

[27] J.R. Low, Jr., Fracture of Solids, rédacteurs D.C. Drucker et J.J. Gilman, Interscience Publishers, (1963), pp. 197-236.

[28] R. Honda, J. Phys. Soc. Japan, 16, (1961), pp. 1309-1321.

[29] J.J. Gilman, TMS-AIME, 212, (1958), pp. 783-791.

[30] A.N. Stroh, Proc. Roy. Soc., A223, (1954), pp. 404-414, A232 (1955), pp. 548-560.

[31] A.N. Stroh, Phil. Mag., 46, (1955), pp. 968-972.

[32] A.N. Stroh, Fracture, rédacteurs B.L. Averbach, D.K. Felbeck, G.T. Hahn et D.A. Thomas, The Technology Press of MIT, (1959), pp. 117-122.

[33] A.N. Stroh, Advances in Physics, 6, (1957), pp. 418-465.

[34] A.N. Stroh, Phil. Mag., 3, (1958), pp. 597-606.

[35] A.H. Cottrell, Trans. TMS-AIME, 212, (1958), pp. 192-203.

[36] A.H. Cottrell, Fracture, The Technology Press of MIT, (1959), pp. 20-51.

[37] N.J. Petch, ibid, pp. 54-67.

[38] N.J. Petch, J. Iron Steel Inst., 174, (1953), pp. 25-28.

[39] N.J. Petch, Phil. Mag., 3, (1958), pp. 1089-1097.

[40] E. Smith, Acta Met., 14, (1966), pp. 985-989, pp. 991-996.

[41] E. Smith, Intern. J. Fract. Mech., 4, (1968), pp. 131-145.

[42] E. Orowan, Z. Physik, 86, (1933), pp. 195-213.

[43] W.G. Johnston, Phil. Mag., 5, (1960), pp. 407-408.

[44] T.L. Johnston, R.J. Stokes et C.H. Li, Phil. Mag., 7, (1962) pp. 23-34.

[45] T.L. Johnston et E.R. Parker, Fracture, rédacteurs B.L. Averbach et al, The Technology Press of MIT, (1959), pp. 267-287.

[46] D. Hull, Phil. Mag., 3, (1958), pp. 1468-1469.

[47] D. Hull, Fracture of Solids, D.C. Drucker et J.J. Gilman, rédacteurs, Interscience Publishers, New York, (1963), pp. 417-453.

[48] J.F. Grubb et R.N. Wright, Met. Trans., 10A, (1979), pp. 1247-1255.

[49] T.C. Lindley, G. Oates et C.E. Richards, Acta Met., 18, (1970), pp. 1127-1136.

[50] D. Gell et P.J. Worthington, Acta Met., 14, (1966), pp. 1265-1271.

[51] G.T. Hahn, B.L. Averbach, W.S. Owen et M. Cohen, Fracture, rédacteurs B.L. Averbach et al, John Wiley and Sons, (1959), pp. 91-114.

[52] G.T. Hahn, W.S. Owen, B.L. Averbach et M. Cohen, Weld, J., 38, (1959), pp. 367s-376s.

[53] H.J. Rack, Met. Trans., 3, (1972), pp. 1667-1670.

[54] R.W. Cahn, J. Inst. Metals, 83, (1955), pp. 493-496.

[55] W.D. Biggs et P.L. Pratt, Acta Met., 6, (1958), pp. 694-703.

[56] D.F. Reid et C.N. Williams, Acta Met., 19, (1971), pp. 931-937.

[57] T.C. Lindley, J. Iron Steel Inst., 207, (1969), pp. 984-987.

[58] C.J. McMahon, Jr., et M. Cohen, Acta. Met., 13, (1965), pp. 591-604.

[59] A.W. Sleeswyk et C.A. Verbraak, Acta Met., 9, (1961), pp. 917-927.

[60] S. Mahajan, Acta Met., 23, (1975), pp. 671-684.

[61] T.L. Johnston, P.G. Davies et N.S. Stoloff, Phil. Mag., 12, (1965), pp. 305-317.

[62] J.I. Dickson, travaux non publiés.

[63] J.O. Stiegler et C.H. McHargue, Deformation Twinning, rédacteurs R.E. Reed-Hill et al, Gordon and Breach Science Publishers, New York, (1964), pp. 209-236.

[64] R.L. Bell et R.W. Cahn, J. Inst. Metals, 86, (1958), pp. 433-438.

[65] R.E. Reed-Hill et W.D. Robertson, Acta Met., 5, (1957), pp. 728-737.

[66] E. Schmid, Z. Electrochem, 37, (1931), 447.

[67] J.J. Gilman, Trans. TMS-AIME, 200, (1954), pp. 621-629.

[68] N.P. Allen, W.P. Rees, B.E. Hopkins et H.R. Tipler, J. Iron Steel Inst., 174, (1953), pp. 108-120.

[69] G. Oates, J. Iron Steel Inst., 207, (1969), pp. 353-357.

[70] C.T. Liu et J. Gurland, Trans. ASM, 61, (1968), pp. 156-167.

[71] D.E. Hodgson et A.S. Tetelman, Fracture 1969, ed. P.L. Pratt, Chapman and Hall, Londres, (1969), pp. 266-277.

[72] D.A. Curry et J.F. Knott, Met. Sci., 12, (1978), pp. 511-514.

[73] G. Oates, J. Iron Steel Inst., 206, (1968), pp. 930-935.

[74] G.T. Hahn, M. Cohen et B.L. Averbach, J. Iron Steel Inst., 200, (1962), pp. 634-644.

[75] T.C. Lindley, Acta Met., 14, (1966), pp. 1835-1839.

[76] J.F. Knott et A.H. Cottrell, J. Iron Steel Inst., 201, (1963), pp. 249-260.

[77] J.F. Knott, J. Iron Steel Inst., 204, (1966), pp. 104-111.

[78] E.A. Almond, D.H. Timbres et J.D. Embury, Fracture 1969, pp. 253-265.

[79] E. Smith, Physical Basis of Yield and Fracture, Conf. Proc. Inst. Phys. – Phys. Soc., Oxford, (1966), 36.

[80] P.J. Worthington et E. Smith, Acta Met., 14, (1966), pp. 35-41.

[81] R.O. Ritchie, W.L. Server et R.A. Wullaert, Met. Trans., 10A, (1979), pp. 1557-1570.

[82] A.S. Tetelman, T.R. Wilshaw et C.A. Rau, Jr., Intern. J. Fract. Mech., 4, (1968), pp. 147-157.

[83] J.A. Hendrickson, D.S. Wood et D.S. Clark, Trans. ASM, 51, (1958), pp. 629-642.

[84] D.A. Curry et J.F. Knott, Met. Sci., 10, (1976), pp. 1-6.

[85] T.R. Wilshaw, C.A. Rau et A.S. Tetelman, Eng. Fract. Mech., 1, (1968), pp. 191-211.

[86] R.O. Ritchie, J.F. Knott et J.R. Rice, J. Mech. Phys. Solids, 21, (1973), pp. 395-410.

[87] J.R. Griffiths et G. Oates, Fracture 1969, Chapman and Hall, Londres, pp. 229-240.

[88] R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford (1960).

[89] A.P. Green et R.R. Hundy, J. Mech. Phys. Solids, 4, (1956), pp. 128-144.

[90] J.R. Griffiths et D.R.J. Owen, J. Mech. Phys. Solids, 19, (1971), pp. 419-431.

[91] I. Milne, G.G. Chell et P.J. Worthington, Mater. Sci. Eng., 40, (1979), pp. 145-157.

[92] A.M. Garde et V. Weiss, Met. Trans., 3, (1972), pp. 2811-2817.

[93] I. Milne et G.G. Chell, Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, rédacteurs J.D. Landes, J.A. Begley et G.A. Clarke, ASTM, Philadelphie, (1979), pp. 358-377.

[94] F.A. McClintock et G.R. Irwin, Fracture Toughness Testing and Its Application, ASTM STP 381, Philadelphie (1965), pp. 84-113.

[95] A.S. Tetelman, R.A. Wullaert et D. Ireland, Inst. Mech., Eng., C23, (1971), pp. 85-92.

[96] J. Malkin et A.S. Tetelman, La rupture des métaux, l'École d'Été La Colle sur Loup, Masson et Cie Éditeurs, Paris (1972), pp. 209-225.

[97] G.M. Spink, P.J. Worthington et P.T. Heald, Mater. Sci. Eng., 11, (1973), pp. 113-117.

[98] H.J. Rack, Mater. Sci. Eng., 24, (1976), pp. 165-170.

[99] N. Stenbecka, Scand. J. Metall., 9, (1979), pp. 10-16.

[100] C.H.A. Townley et P.T. Heald, Rapport CEGB RD/B/N 3446 (1975), cité par 91.

[101] J.W. Hutchison, J. Mech. Phys. Solids, 16, (1968), pp. 13-31.

[102] J.R. Rice et G.F. Rosengren: ibid. pp. 1-12.

[103] J.R. Rice et D.M. Tracey, Numerical and Computation Methods in Structural Mechanics, S.J. Fenves et al, eds., Academic Press, NY, 1973.

[104] D.M. Tracey: J. Eng. Mater. Technol., Série H, 98, (1976), pp. 146-151.

[105] S.P. Rawal et J. Gurland, Met. Trans., 8A, (1977), pp. 691-698.

[106] L. Haenny, C. Lincourt et J.I. Dickson, travaux non publiés.

[107] D.A. Curry et J.F. Knott, Met. Sci., 13, (1979), pp. 341-345.

[108] S.F. Pugh, Phil. Mag., 45, (1954), pp. 823-843.

[109] H.A. Elliot, Proc. Phys. Soc., 59, (1947), pp. 208-223.

[110] H.J. Saxton et G.J. London, Beryllium Science and Technology, Vol. I, rédacteur D. Webster et G.J. London, Plenum Press, New York, 1979, pp. 115-144.

[111] A. Kelly, W.R. Tyson et A.H. Cottrell, Phil. Mag., 15, (1967), pp. 567-586.

[112] J.R. Rice et R. Thompson, Phil. Mag., 29, (1974), pp. 73-97.

[113] W.R. Tyson, Atomistic Simulation of the Ductile/Brittle Transition, TMS-AIME Fall Meeting, Niagara Falls, N.Y. (1976).

[114] F. Kroupa, Déformation plastique des métaux et alliages, École d'Été de Pont à Mousson, Masson et Cie, Paris (1968), pp. 29-66.

[115] J.F. Knott, Mater. Sci. Eng., 7, (1971), pp. 1-36.

[116] J. Gurland et S.P. Rawal, Fracture 1977, University of Waterloo Press, Vol. 2, pp. 41-47.

[117] G.T. Hahn et A.R. Rosenfield, Met. Trans., 6A (1975), pp. 653-658.

[118] J.A. Rescalvo et B.L. Averbach, Met. Trans., 10A, (1979), pp. 1265-1271.

[119] K. Eriksson, Scand. J. Metall., 2, (1973), pp. 197-203.

[120] G.W. Greenwood et A.G. Quarrel, J. Inst. Metals, 82, (1954), pp. 551-560.

[121] I. Gupta, Met. Trans., 3, (1972), pp. 601-602.

[122] R.W. Armstrong, Can. Metall., Quart., 13, (1974), pp. 187-202.

[123] J.H. Gross et R.D. Stout, Weld, J., 30, (1951), pp. 481s-485s.

[124] J.M. Hysak et I.M. Bernstein, Met. Trans., 7A, (1976), pp. 1217-1224.

[125] Y.J. Park et I.M. Bernstein, Fracture 1977, Proceedings ICF4, Vol. 2, pp. 33-40.

[126] Y.J. Park et I.M. Bernstein, Met. Trans., 10A, (1979), pp. 1653-1664.

[127] A.M. Turkalo, Trans. TMS-AIME, 218, (1960), pp. 24-30.

[128] R.J. Dippenaar et R.W.R. Honeycombe, Proc. Roy. Soc., A333, (1973), pp. 455-467.

[129] J.P. Naylor et P.R. Krahe, Met. Trans., 5, (1974), pp. 1699-1701.

[130] M.J. Roberts, Met. Trans., 1, (1970), pp. 3287-3294.

[131] D. Londsale et P.E.J. Flewitt, Met. Trans., 9A, (1978), pp. 1619-1623.

[132] J.P. Naylor et P.R. Krahe, Met. Trans., 6A, (1975), pp. 594-598.

[133] Nguyen Duy Phuc, Communication privée.

Deuxième partie

2–La rupture intergranulaire

2.1 Introduction

Le deuxième grand type de rupture fragile est la rupture intergranulaire. Les conditions d'apparition de la rupture intergranulaire sont plus nombreuses et plus complexes que celles de la rupture par clivage, dont les mécanismes et la mécanique sont relativement bien établis tels que présentés dans les paragraphes précédents.

La figure 1 résume les principales causes responsables de l'apparition des ruptures intergranulaires. Ces diverses causes peuvent être regroupées en quatre grandes catégories:

a) présence de certaines phases le long des joints de grains (précipitation intergranulaire).

b) présence d'impuretés fragilisantes aux joints de grains, suite à des traitements thermiques, et en l'absence de toute seconde phase observable.

c) action spécifique de certains environnements (corrosion, corrosion sous tension, hydrogène, métaux liquides).

d) application de contraintes à haute température (fluage, fatigue-fluage). Ces causes peuvent agir individuellement ou se combiner avec pour conséquence des effets nocifs encore plus sévères. En particulier, la composition chimique du joint de grains (cause b) peut jouer un rôle primordial quand le matériau est soumis dans un environnement hostile (cause c). Il ne faudra donc pas négliger le synergisme toujours possible entre les différentes causes.

Dans les lignes qui suivent, nous traiterons plus particulièrement des causes a) et b) et partiellement des causes c).

La majorité des exemples choisis sera prise chez les aciers à cause d'une part, de par leur importance industrielle, d'autre part parce que ce sont les matériaux qui sont les mieux caractérisés actuellement pour leur sensibilité à la rupture intergranulaire.

Enfin, nous nous intéresserons principalement aux effets de la fragilisation intergranulaire sur des propriétés mécaniques assez conventionnelles (limite d'élasticité, résistance à la traction, % de striction, température de transition ductile-fragile dans un essai Charpy) qui caractérisent essentiellement le comportement du matériau à basses températures.

Signalons que ces divers aspects du sujet sont traités abondamment dans les références [1-4], auxquelles le lecteur est invité à se référer pour plus de détails.

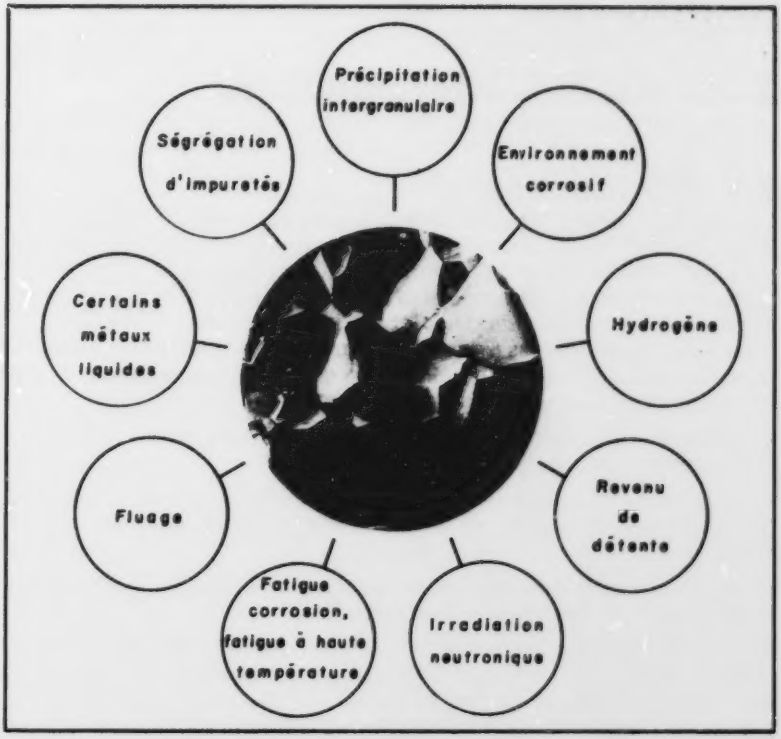


Figure 1
Conditions favorisant la rupture intergranulaire.

2.2 Rupture intergranulaire due à une précipitation aux joints (cas des aciers)

Ce type de rupture a surtout été étudié dans les aciers [5-10] où la précipitation généralement discontinue d'une seconde phase bien définie se produit le long des joints de grains à la suite d'un traitement thermique, comprenant une mise en solution complète à haute température (austénitisation) suivie d'un refroidissement lent, au cours duquel les éléments d'alliage et les impuretés présents ségrègent tout d'abord aux joints de grains et y précipitent sous forme dendritique ou globulaire. Les joints de grains deviennent alors des lieux favorisés de rupture, particulièrement dans le domaine ductile.

Un exemple typique d'une telle fragilisation par précipitation intergranulaire [5-10] est celui des nitrures d'aluminium AℓN dans des aciers calmés à l'aluminium. La figure 2 illustre l'effet d'une telle précipitation sur l'énergie Charpy. On remarque sur cette figure, qu'à basse température, la rupture a lieu essentiellement par clivage quelle que soit la teneur en azote de l'acier, alors que le plateau «ductile» de la courbe Charpy pour l'acier fortement chargé en azote se situe à une énergie beaucoup plus faible que celui de l'acier peu chargé en azote. Il faut noter ici que la différence de température de transition ductile fragile (TTDF) est relativement faible. Des examens micrographiques (répliques avec extraction des précipités) révèlent que, dans le domaine ductile, les modes de rupture de ces deux aciers diffèrent: l'acier à faible teneur en azote présente une rupture ductile typique (coalescence de microcavités, formation de cupules), alors que l'acier à forte teneur en azote manifeste un mode de rupture intergranulaire. Les joints de grains contiennent de nombreux précipités dendritiques d'AℓN, qui ont induit cette rupture intergranulaire. Une autre cause de la rupture intergranulaire due à une précipitation aux joints de grains est la surchauffe à température élevée durant l'austénitisation [11-14]. Ces hautes températures d'austénitisation permettent la mise en solution complète des précipités et les éléments dissous (éléments d'alliage et impuretés) ségrègent aux joints de grains au cours d'un refroidissement lent pour ensuite y précipiter et conduire à une diminution de l'énergie du plateau «ductile» des courbes Charpy, conséquence d'une rupture intergranulaire dans ce domaine de température d'essai. Une des phases précipitées les plus couramment rencontrées après une telle surchauffe est le MnS [13], qui requiert une mise en solution à des températures supérieures à 1300°C. En l'absence de manganèse, le sulfure de chrome CrS peut aussi précipiter le long des joints [14] pour des températures d'austénitisation comprises entre 950 et 1200°C.

La fragilisation à chaud (dans le domaine austénitique) des aciers est aussi un cas typique où les impuretés ségrégées aux joints peuvent atteindre une concentration telle, qu'à ces hautes températures, un film continu d'impuretés peut se former et fondre, conduisant à des ruptures intergranulaires spectaculaires, avec une diminution sévère de la ductilité à chaud. La figure 3 illustre un tel effet et Weinberg *et al* [15, 16] ont récemment montré que cette fragilisation était très certainement due à la formation d'un film liquide de soufre aux joints de grains. Des analyses Auger réalisées à température ambiante sur les surfaces de ruptures obtenues à haute température ont révélé un enrichissement très important des joints de grains en soufre, cet enrichissement s'étendant sur quelques dizaines à quelques centaines d'Ångströms selon les facettes intergranulaires analysées.

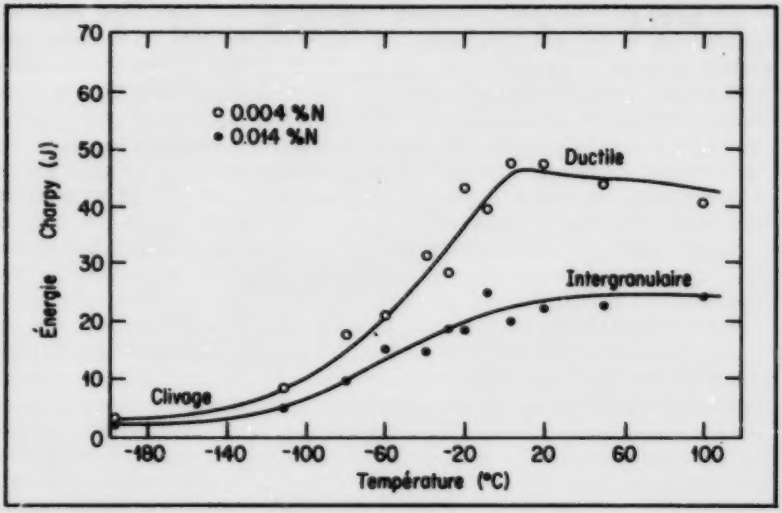


Figure 2
Essais de Charpy pour un acier (0,27C – 1,5Mn) ayant une faible et une forte teneur en azote (d'après [9]).

Un dernier exemple de rupture intergranulaire due à des précipités est celui des aciers maraging qui peuvent être fragilisés au cours d'un refroidissement lent dans un intervalle de température compris entre 1000 et 700°C [17-21]. La précipitation de carbonitrures de titane Ti(C,N) au cours d'un tel refroidissement se manifeste par une réduction de l'énergie du plateau «ductile» des courbes Charpy, le niveau de ce plateau pouvant passer de 52 J à 13 J [17, 20]. Alors que tous les exemples précédents sont relatifs à des aciers, il n'existe malheureusement pas dans la littérature d'exemples aussi nets de fragilisation intergranulaire intrinsèque par précipitation d'une seconde phase des alliages de structure c.f.c., leur très grande ductilité leur permettant de s'accommoder d'une telle précipitation.

2.3 Rupture intergranulaire due à une ségrégation aux joints de grains (cas des aciers)

Alors qu'en métallurgie le terme «ségrégation» caractérise généralement une concentration non uniforme des éléments résultant des mécanismes de solidification (les gradients de concentration pouvant s'étendre sur des distances de quelques microns à plusieurs milli-

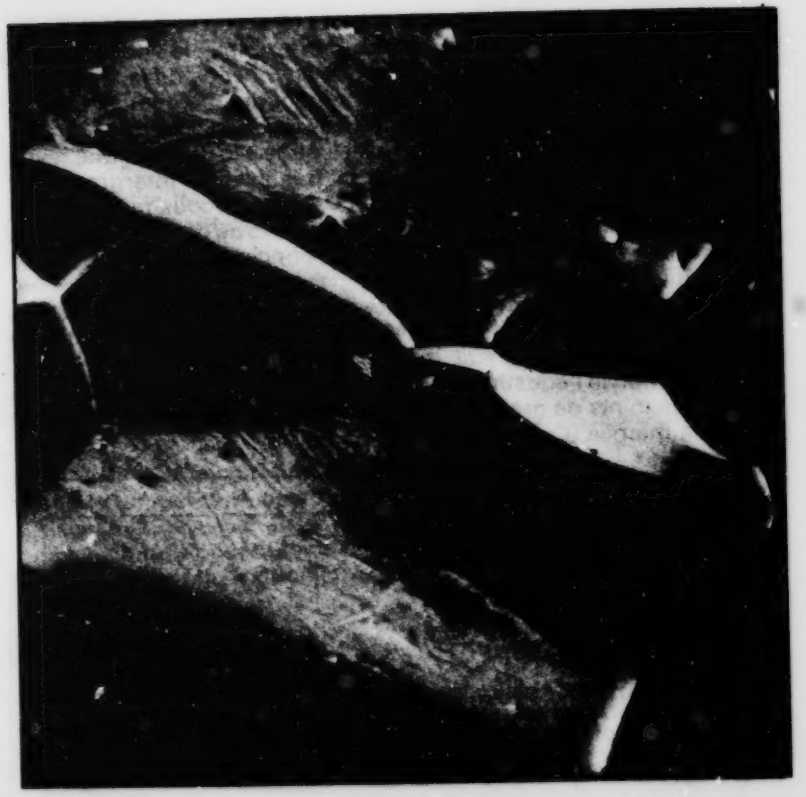


Figure 3
Fragilisation intergranulaire à chaud d'un acier à bas carbone (0,043C, 0,34Mn, 0,014 Si, 0,058 Al). La rupture a été induite par application d'une faible charge statique à l'échantillon qui est ensuite chauffé par induction jusqu'à sa rupture vers 1300°C. Des analyses par spectroscopie Auger des surfaces de rupture ont révélé un enrichissement des joints de grains en souffre (d'après [16]).

mètres), ce terme sera ici employé pour caractériser les variations très localisées (sur quelques dizaines d'Ångströms) de concentration aux abords des joints de grains. Cette répartition des impuretés ou des éléments d'alliage dans une zone aussi étroite est le résultat de leur redistribution entre la matrice et les interfaces (les joints) au cours de réactions à l'état solide auxquelles les lois de la thermodynamique des alliages et de la diffusion peuvent être appliquées. Depuis les années 1920 [22], les sidérurgistes notèrent que la susceptibilité de certains aciers à la rupture fragile intergranulaire (en particulier au cours d'un traitement de revenu suivant une trempe) était d'autant plus marquée que la concentration nominale en impuretés (P, S, As, Sn) était élevée.

Toutefois, les méthodes expérimentales d'alors ne permirent que d'établir des corrélations empiriques (par exemple, la variation de la température de transition ductile-fragile en fonction de la teneur nominale en impuretés après un traitement thermique donné). L'étude détaillée de la cinétique de ce phénomène de fragilisation intergranulaire date des années 50 [23, 24] et est illustrée à la figure 4. Une revue exhaustive des divers aspects de la fragilisation intergranulaire par ségrégation sortant du cadre de cette revue, nous renvoyons le lecteur aux références générales [1-4] pour plus de détails. Nous nous bornerons à rappeler ici brièvement les principaux aspects de cette fragilisation.

La ségrégation d'atomes de soluté aux joints de grains des métaux polycristallins a été traitée par McLean [25]. En supposant que le système solvent-soluté suit les lois de Henry (solutions diluées), McLean propose l'équation suivante qui donne la concentration C_j de soluté aux joints de grains en fonction de la concentration nominale C_m de la matrice (C_m étant $<<1$):

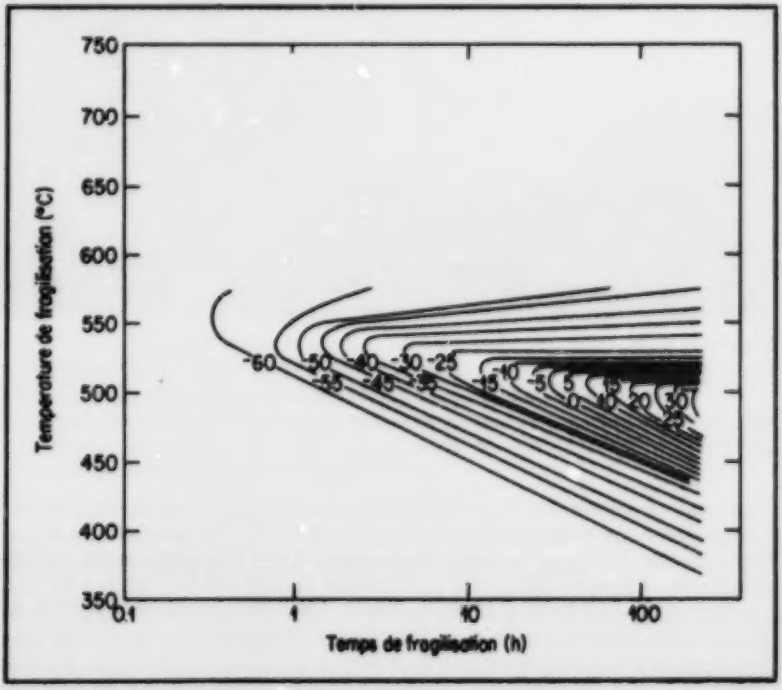


Figure 4
Cinétique de la fragilisation intergranulaire d'un acier (d'après [24]).

$$C_j = \frac{C_m A \exp(Q/RT)}{1 + C_m A \exp(Q/RT)} \quad (1)$$

où A est un facteur d'entropie de vibration dans le joint de grain ($0 \leq A \leq 1$), Q est la différence des énergies de distorsion d'un atome de soluté situé au joint ou dans la matrice, R et T ayant leur signification habituelle.

La solubilité d'un soluté dans la matrice s'exprime généralement (pour des concentrations de soluté assez faibles) par l'équation suivante:

$$C_m = B \exp(-H/RT) \quad (2)$$

où B est une constante et H est la chaleur de solution, l'équation 1 s'écrit donc:

$$C_j = \frac{AB}{\exp[-(Q-H)/RT] + AB} \quad (3)$$

Si $Q > H$, la concentration d'équilibre C_j de soluté aux joints croît quand la température décroît.

McLean [25] calcula aussi la cinétique d'un tel enrichissement. Le temps $t_{1/2}$, requis pour obtenir la moitié de la concentration d'équilibre C_j à une température donnée, est égal à:

$$t_{1/2} = \frac{9 \alpha^2 d^2}{64 D} \quad (4)$$

où α est le rapport instantané C_j/C_m supposé constant, d l'épaisseur du joint de grain (de l'ordre de quelques Angströms) et D est le coefficient de diffusion du soluté dans le solvant à la température considérée.

Durant une bonne dizaine d'années, la confirmation expérimentale du modèle de McLean ne put être faite que de manière indirecte, par des études de variations d'énergie de joints de grains à haute température en fonction de la composition nominale en impuretés [26], par étude du pic de frottement intérieur des joints de grains (voir revue récente dans [27]), par radio-traceur, par attaque métallographique préférentielle, et par dissolution contrôlée de la surface de rupture (voir [28] pour plus de détails).

Il fallut attendre le début des années 70 et l'apparition de méthodes d'analyse chimique des surfaces (spectroscopie des électrons Auger, spectroscopie des photo-électrons (ESCA), spectroscopie des ions rétrodiffusés) pour que les preuves directes d'une telle ségrégation intergranulaire viennent confirmer l'analyse théorique de McLean et permettent d'affiner cette théorie en tenant compte des intéractions possibles entre les impuretés et les éléments d'alliage présents dans ces aciers faiblement alliés susceptibles d'une telle fragilisation au revenu.

Guttmann [29] considéra cette interaction comme la conséquence de l'enthalpie de formation de composés intermétalliques (NiSb, Mn_2Sb, Cr_3P, ...) et introduisit dans l'expression donnant la concentration C_i d'impuretés aux joints un terme supplémentaire ΔG_i additif dans l'exponentielle de l'équation 27.

Après plusieurs simplifications, Guttman propose les expressions suivantes:

$$\Delta G_I = \alpha_{MI} C_I^M \quad (6)$$

et $\Delta G_M = \alpha_{MI} C_I^I$ (7)

où les lettres I et M dénotent respectivement l'impureté I et l'élément d'alliage M et α_{MI} est un coefficient d'interaction entre l'impureté et l'élément d'alliage.

Ce coefficient d'interaction peut se définir par l'expression suivante:

$$\alpha_{MI} = \frac{\Delta H_o}{N_I N_M} \quad (8)$$

où ΔH_o est l'enthalpie standard de formation à 298°K du composé intermétallique IM, de composition atomique $N_I N_M$.

La théorie de McLean, modifiée par Guttmann, permet ainsi d'interpréter aujourd'hui les principales caractéristiques de la fragilisation intergranulaire apparaissant au cours du revenu des aciers faiblement alliés.

Le tableau I et la figure 5 résument le comportement des principales impuretés (Sb, Se, S, P, As) et des principaux éléments d'alliages (Mn, Ni).

En résumé, la fragilisation au revenu des aciers faiblement alliés est due à la ségrégation aux joints de grains de la phase d'impuretés I non métalliques des groupes IV A et V A du tableau périodique (P, Sb, Sn, Si, As) au cours d'un revenu compris entre 400 et 600°C après trempe. L'élévation de la température de transition ductile-fragile ΔTT varie généralement de façon linéaire avec la concentration C_i d'impuretés ségrégées aux joints tel qu'illustré à la figure 6. Cette linéarité entre ΔTT et C_i a été aussi expérimentalement vérifiée pour un acier inoxydable martensitique à 13% Cr [31] et pour une fonte ferritique [32].

L'épaisseur des régions intergranulaires affectées par cette ségrégation reste très faible (quelques couches atomiques) telle qu'illustrée à la figure 7 [33].

Les additions métalliques (Cr, Mn, Ni, Mo) sont impliquées de trois façons dans le phénomène de fragilisation au revenu: elles modifient la ségrégation des impuretés (voir ci-dessous), elles affectent directement la cohésion du joint et elles contrôlent la microstructure.

Systèmes Fe – *I*	*M* – *I*	$-\Delta H^{\circ}$, cal/g atome	α_{M-I} / α_{Fe-I}	$\dot{\alpha}_{M-I}^{\infty}$ / α_{M-I} / α_{Fe-I}	Comportement
FeSb	...	1100	4400	...	WSB
$Fe_{13}Sn$	...	...	...	...	WSB
	MnSb	6000	24000	19600	TE
	NiSb	7900	31600	27200	TE
	NiAs	6500	26000	...	TE
	MnAs	6900	27600	...	TE
	Ni_3Sn_2	7500	31000	...	TE
	MnBi	2350	9400	...	TE?
FeSe	...	9000	36000	...	SSB
FeTe	...	8000	32000	...	SSB
FeS	...	11400	45600	...	SSB
	NiSe	5000	20000	– 16000	...
	MnTe	11300	45200	13200	TE
	NiTe	4500	18000	– 14200	D?
	MnS	24500	98000	53000	P
	Mo_2S_3	20400	81600	36000	P?
	NiS	11100	44400	– 1200	SSB
Fe_3P	...	9700	52000	...	SSB
	Ni_3P	13200	70000	18000	TE
$FeSb_2$	...	1200	– 5400	...	WSB
Fe_2As	...	...	...	...	...
	$NiSb_2$	5540	24800	19400	TE
	MnSe	14000	56000	20000	TE

Tableau 1
Coefficients d'interaction entre la matrice (Fe), l'impureté (I) et l'élément d'addition (M) et influence prévue sur la fragilisation intergranulaire.

• WSB: Ségrégation faible dans la solution binaire. TE: Fragilisation après revenu.
SSB: Ségrégation forte dans la solution binaire. P: Précipitation.
D: Démixion.

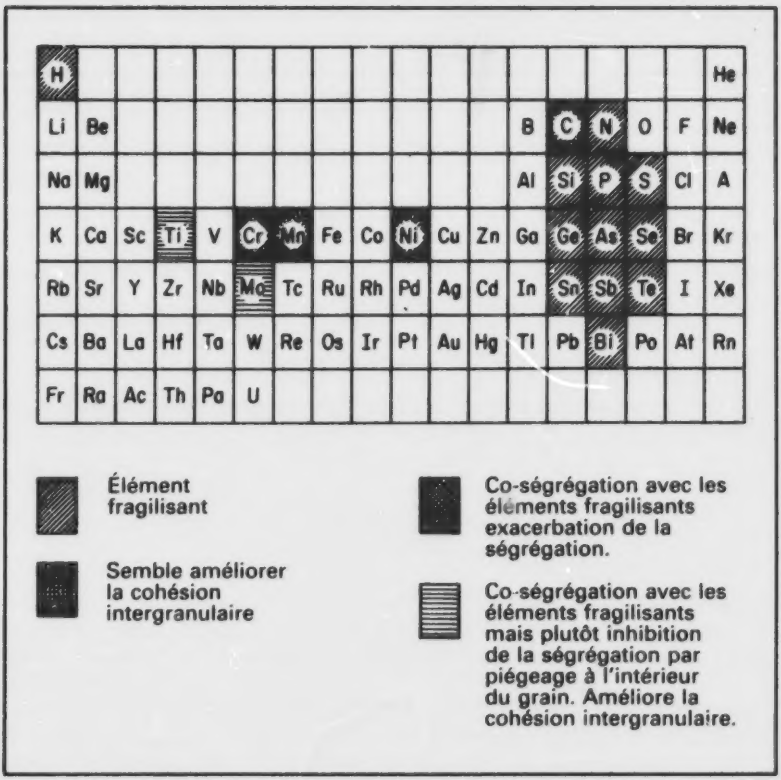


Figure 5
Tableau périodique montrant le rôle joué par différents éléments dans le phénomène de fragilisation au revenu (d'après [3]).

La ségrégation des divers éléments (impuretés I et additions métalliques M) est interdépendante. Elle varie avec les interactions chimiques M-I aux joints et dans la matrice, avec des effets opposés sur le niveau absolu de ségrégation. De plus, la précipitation possible de carbures contenant les additions métalliques M altèrent de façon permanente la composition de la solution solide, déplacent les équilibres interface/matrice et modifient les cinétiques de ségrégation. Deuxièmement, la cohésion du joint lui-même est une fonction de sa composition globale en impuretés, en éléments d'addition et en carbone.

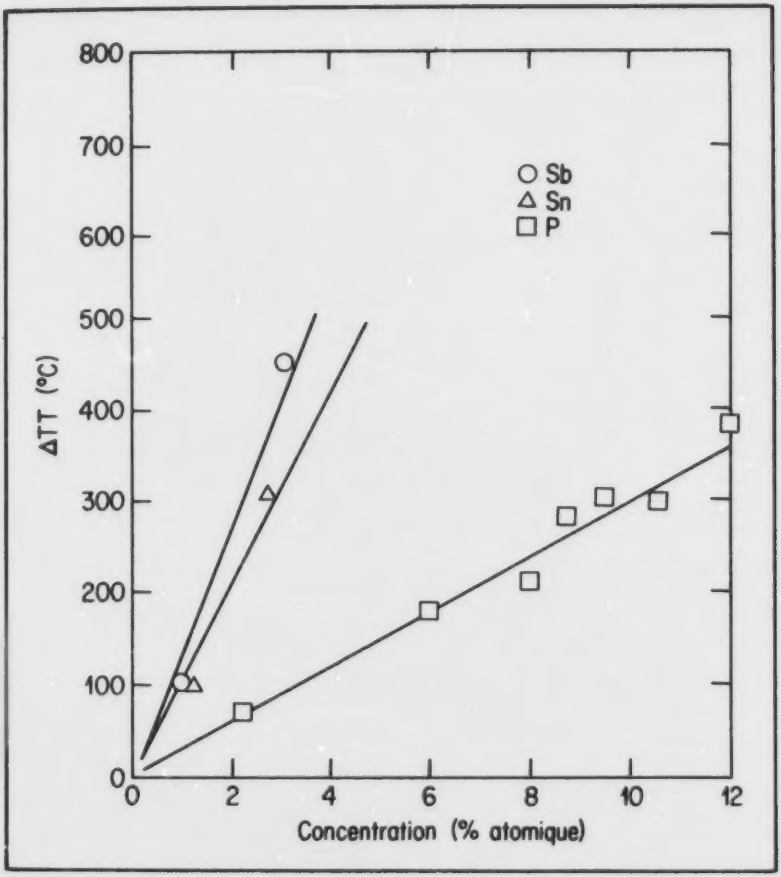


Figure 6
Déplacement de la température de transition (ΔTT) ductile-fragile d'un acier Ni-Cr faiblement allié en fonction de la concentration d'impuretés aux joints de grains (d'après [30]).

Enfin, les paramètres microstructuraux affectent fortement la relation fragilisation-ségrégation [34], la susceptibilité à la fragilisation augmentant généralement avec la limite d'élasticité de l'acier (structures ferritiques — perlitiques — bainitiques — martensitiques revenues), tel qu'illustré à la figure 8.

Notons en dernier lieu que cette fragilisation au revenu, dont le maximum d'intensité se produit aux alentours de 500°C selon la

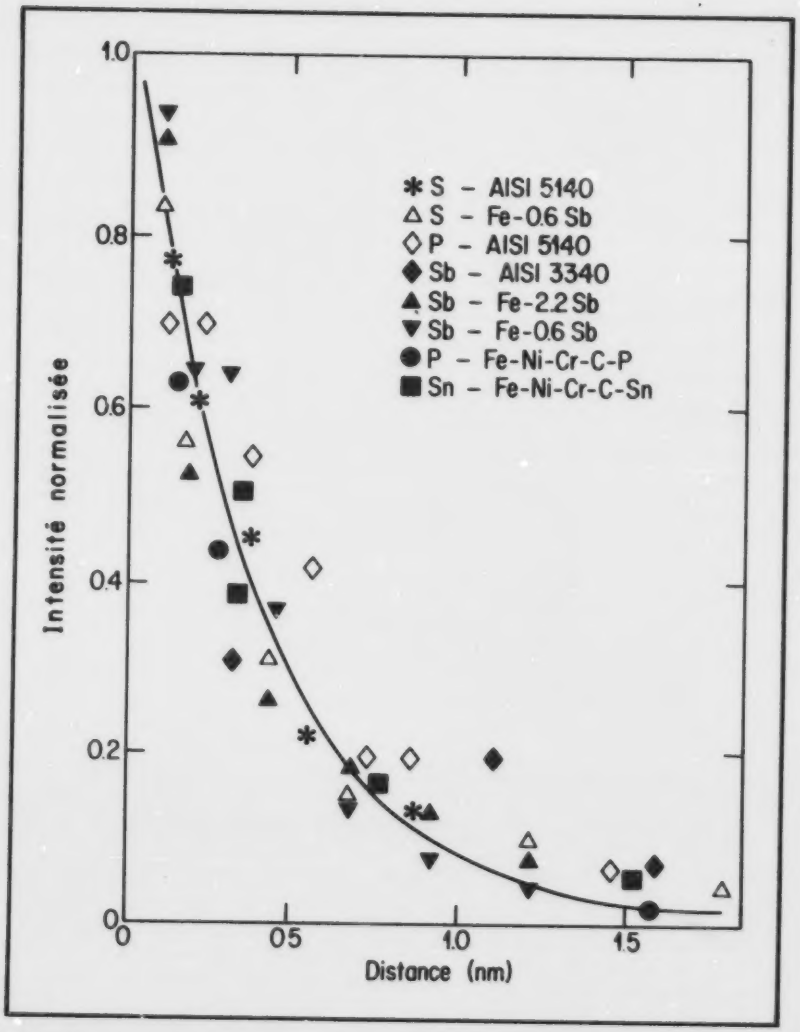


Figure 7
Variation de l'intensité normalisée d'un signal Auger des impuretés (P, Sb, Sn) au joint de grains en fonction de la distance au joint pour divers aciers (d'après [33]).

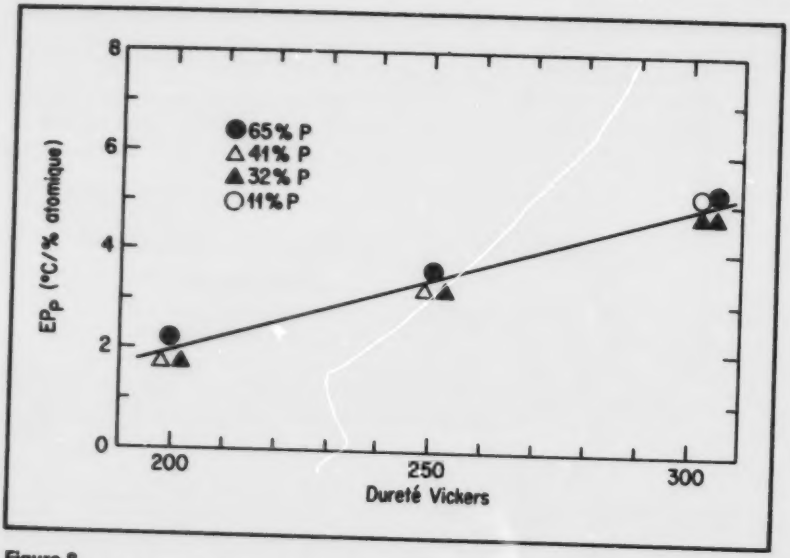


Figure 8
Influence de la dureté Vickers des aciers 3,5 Ni-1,7 Cr sur le pouvoir fragilisant EP_p du phosphore (d'après [34]).

composition de l'acier, est parfaitement réversible, c'est-à-dire qu'un acier fragilisé peut être défragilisé par un revenu à plus haute température (>650°C) mais toujours situé dans le domaine ferritique, suivi d'un refroidissement rapide.

Il faut donc distinguer le cas particulier de la fragilisation au revenu des aciers à très haute limite d'élasticité (>1400 MPa) pour qui un revenu à des températures inférieures à 400°C permet de restaurer une certaine ductilité de la martensite brute de revenu. Ce revenu induit une diminution de dureté, et en principe une augmentation de la ténacité. Toutefois, une diminution de la ténacité (énergie Charpy) mesurée à température ambiante est souvent constatée pour des températures de revenu situées vers 350°C. Ce minimum de ténacité (fig. 9) correspond à une transition dans le type de rupture qui passe d'un état transgranulaire ductile à une décohésion intergranulaire fragile le long des anciens joints austénitiques [35].

Comme le minimum de ténacité correspond à des températures où les carbures ε se transforment en plaquettes de cémentite, il fut longtemps admis que c'était la cause de cette rupture intergranulaire. Toutefois, les coulées de haute pureté ne présentant pas ce phénomène de fragilisation et les études par spectroscopie Auger [35, 36] ayant révélé la présence d'impuretés (P, Sn, Sb) sur les surfaces de

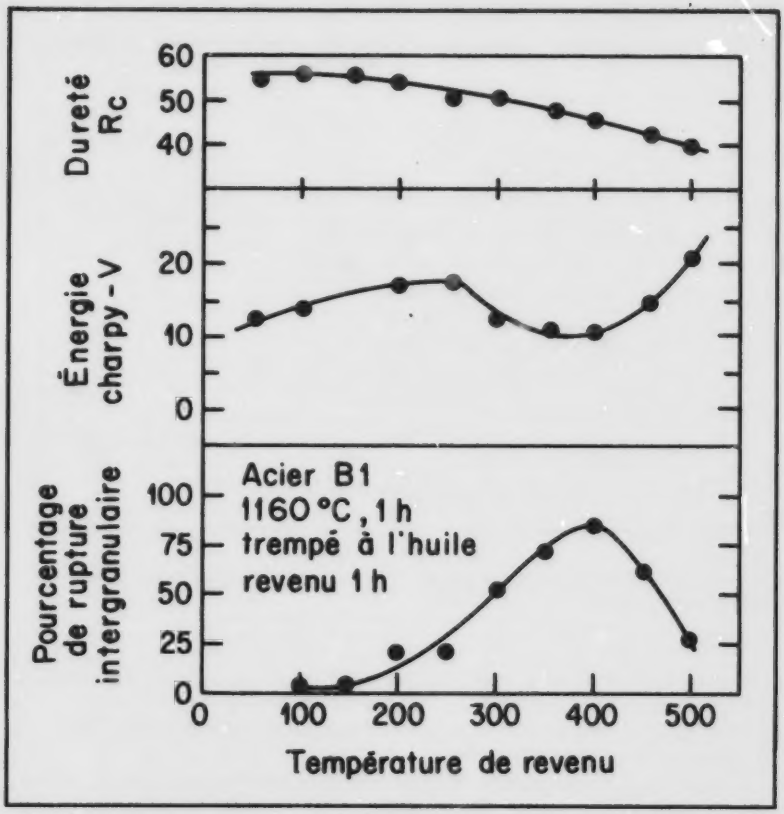


Figure 9
Fragilisation au revenu d'un acier 4340. Variation de la dureté, de la ténacité à température ambiante et du mode de rupture en fonction de la température du revenu (d'après [35]).

rupture intergranulaire, cette fragilisation est donc due à une ségrégation de ces impuretés le long des joints austénitiques au cours du traitement d'austénitisation. L'intensité de cette ségrégation (valeur de C_j) est cependant plus faible que dans le cas de la fragilisation réversible étant donné les hautes températures où elle a lieu. Elle serait même trop faible pour induire une fragilisation, si ce n'était la présence de plaquettes de carbure aux joints qui favorisent la germination des fissures. On note donc ici un effet synergétique entre les carbures et la ségrégation. Ceci explique pourquoi pour des tempéra-

tures de revenu plus élevées (>370-400°C), la globularisation de la cémentite conduit à une restauration de la ténacité par adoucissement de la matrice et un effet d'entaille plus faible des précipités. Ce type de fragilisation au cours de revenu à basse température est «irréversible» en ce sens qu'il ne peut être de nouveau induit par revenu à 350°C, à moins que l'acier ait été de nouveau austénitisé et trempé.

2.4 Rupture intergranulaire des métaux cubiques centrés

Mis à part les aciers qui viennent d'être traités ci-dessus, les métaux réfractaires à structure cubique centrée Cr, W, Mo sont très sensibles à une fragilisation intergranulaire. Le tungstène est fragilisé catostrophiquement par de faibles teneurs en phosphore [37], alors que le molybdène l'est par ségrégation d'oxygène [38].

2.5 Rupture intergranulaire des métaux cubiques à faces centrées

La grande ductilité des métaux c.f.c. les protège grandement de la rupture intergranulaire et les exemples sont rares. Soulignons le cas du cuivre fragilisé par le bismuth [39] et antimoine [25] et qui peut présenter une véritable température de transition fragile-ductile (fig. 10).

Le nickel est fragilisé par le soufre [39, 40]. Quoique longtemps attribuée à une ségrégation hors d'équilibre mettant en cause la diffusion des lacunes vers les joints après trempe [39], il apparaît maintenant que c'est plutôt une compétition entre ségrégation et précipitation de soufre [41], qui permet d'interpréter les cinétiques de fragilisation.

Un cas très intéressant de métal c.f.c. présentant une température de transition ductile-fragile est celui de l'iridium, dont la cohésion des joints de grains est intrinsèquement faible à température ambiante mais qui devient ductile à des températures supérieures à 1300°C [42]. Une ségrégation phosphore [42, 43] aux joints de grains ne fait qu'exacerber cette fragilité intrinsèque des joints, alors que des éléments tels que Al, Fe, Ni, Rh et Th réduisent considérablement cette fragilité. Des études par spectroscopie Auger [42] ont alors révélé uniquement une ségrégation du Th aux joints de grain, ce qui constitue un exemple où la ségrégation d'un élément d'alliage améliore intrinsèquement la cohésion du joint.

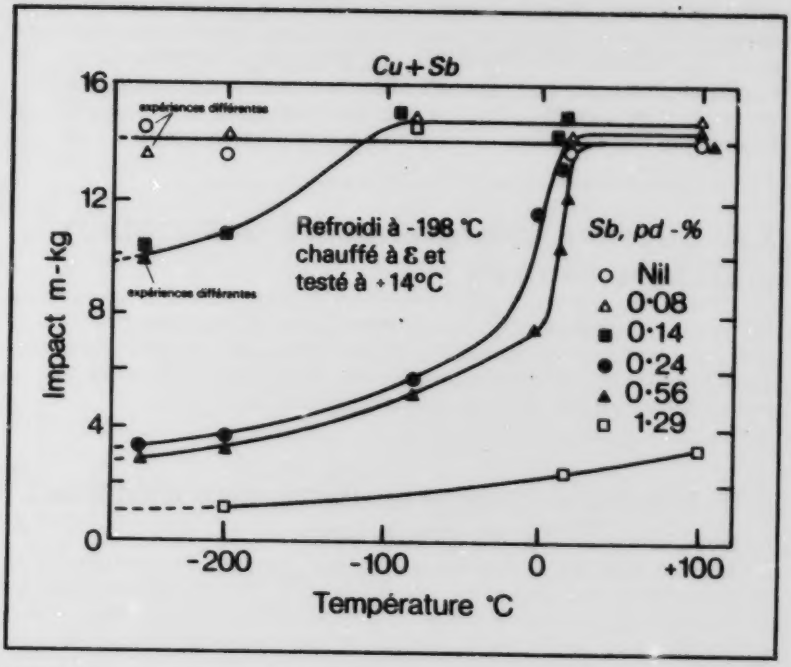


Figure 10
Fragilisation intergranulaire du cuivre par l'antimoine (d'après [25]).

2.6 Rupture intergranulaire des céramiques

Plusieurs études (voir [44]) ont révélé une ségrégation du calcium aux joints de grain des céramiques (Al_2O_3, MgO), dont la rupture est intrinsèquement intergranulaire. Toutefois, aucune corrélation n'a encore été établie entre cette ségrégation et la fragilisation intergranulaire.

2.7 Rupture intergranulaire en fatigue

Nous limiterons notre propos au cas de la fissuration à basses températures.

La variation de la vitesse de fissuration da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK est schématiquement présentée à la figure 11. Sur cette courbe, on distingue trois régions A, B et C qui sont influencées à des degrés divers par plusieurs paramètres. La rupture intergranulaire se manifeste essentiellement dans les deux régions extrêmes:

Région A (faible ΔK) = près du seuil de propagation ΔK_{th}, il a été souvent noté la présence de ruptures intergranulaires sur les surfaces de ruptures (voir [45] pour détails) d'aciers et même de métaux c.f.c. (laiton). La figure 12 donne un exemple de la variation du pourcentage de rupture intergranulaire au voisinage du seuil de propagation pour un acier En 24 [46]. Aucune cause telle qu'une ségrégation possible d'impuretés n'a été proposée par les auteurs pour expliquer ce phénomène. Par contre Ritchie [47] a pu relié la présence de facettes intergranulaires près du seuil de propagation d'un acier 4340 modifié au Si (300M) à une ségrégation d'impureté aux joints dans le cas où l'acier avait subi un refroidissement étagé à partir de 650°C, alors qu'à l'état brut de trempe depuis 650°C, cet acier ne présente pas de rupture intergranulaire près du seuil de propagation ΔK_{th} qui est d'ailleurs plus élevé que dans le cas où l'acier a subi un refroidissement étagé (8,5 MPa$\sqrt{m}$ à comparer à 6,2 MPa$\sqrt{m}$ pour R = 0,05). Ritchie suggère, qu'à ces très faibles vitesses de fissuration, les impuretés intergranulaires ségrégées jouent un rôle de catalyseur pour la recombinaison de l'hydrogène atomique H en hydrogène gazeux H_2 et que cette rupture intergranulaire serait donc due à une fragilisation par l'hydrogène. À plus haute vitesse de propagation (région B de la fig. 18), ces mécanismes ne pourraient se produire, car la cinétique de formation et de diffusion de l'hydrogène atomique aux joints serait plus lente que la vitesse d'avancé de la fissure.

Région C (ΔK élevé): dans le cas d'un acier En30A (à 4% Ni), Ritchie et Knott [48] trouvent qu'à l'état non fragilisé, l'exposant m de la relation de Paris $da/dN = C\,\Delta\,K^m$ est peu influencé par le rapport R des contraintes, alors qu'à l'état fragilisé, la vitesse de fissuration est environ dix fois plus élevée pour une valeur donnée de K et l'exposant de Paris varie de 2,7 à 5,8 quand R varie de 0,05 à 0,6. De plus, de nombreuses régions de rupture intergranulaires apparaissent sur les surfaces de rupture. Il apparaît donc que la segrégation intergranulaire favorise d'autant mieux une rupture intergranulaire que la composante statique de la contrainte (K_{max} et R élevés) est d'autant plus grande.

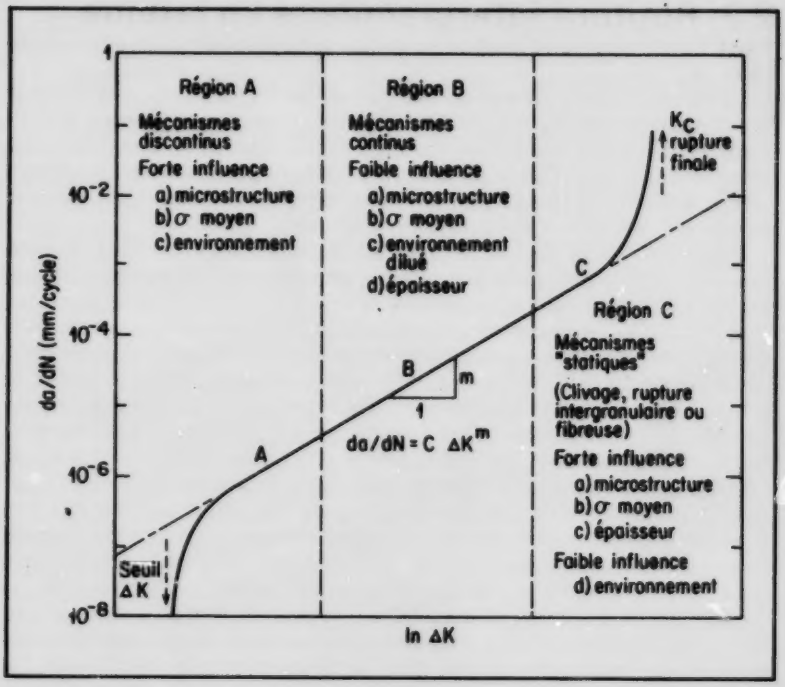


Figure 11
Variation schématique de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte et paramètres influençant les différentes régions.

Des résultats similaires ont été obtenus par Pineau et Castagné [48] pour un acier martensitique à 18% Cr, pour lequel les données relatives à la ségrégation et à la fragilisation au revenu étaient bien connues [31]. Une transition ductile-fragile apparaît en fissuration, car, à 120°C, la vitesse de fissuration est insensible à une variation de R alors qu'à 25°C da/dN dépend fortement de R et est plus élevée qu'à 120°C pour les mêmes valeurs de ΔK et de R. Ces auteurs [48] montrent que le pourcentage de rupture intergranulaire est une fonction unique de K_{max}, quelle que soit la valeur de R (fig. 13), ce qui confirme que la rupture intergranulaire est essentiellement un mode de rupture statique, sur lequel se surimpose en fatigue la striation transgranulaire typique due au cyclage de la contrainte.

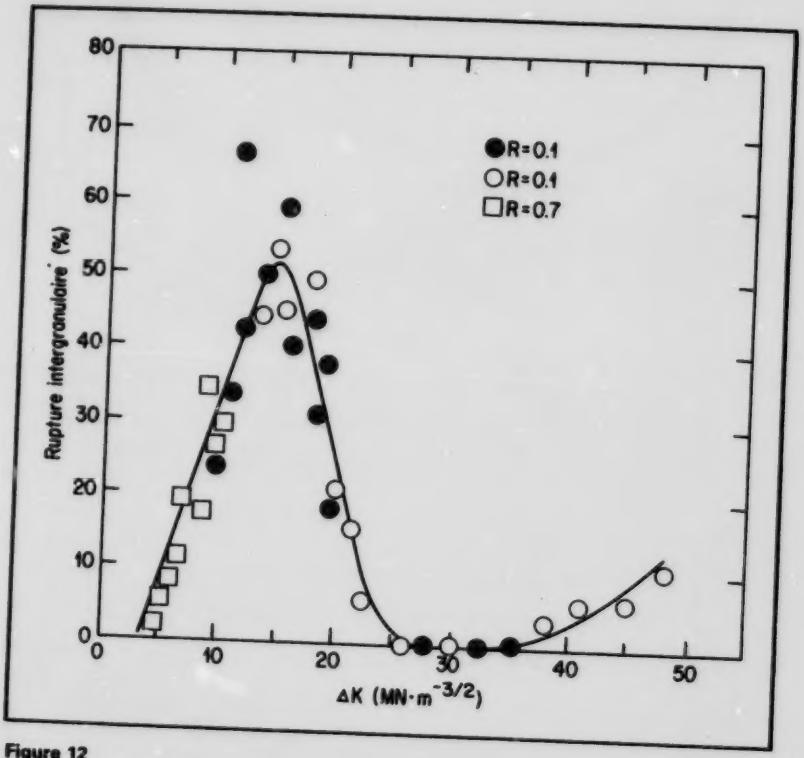


Figure 12
Variation du pourcentage de rupture intergranulaire au voisinage du seuil de propagation pour un acier En-24 en fonction du facteur d'intensité de contraintes (d'après [46]).

2.8 Rupture intergranulaire au revenu de détente

Lorsque des assemblages soudés sont soumis à un revenu de détente, il n'est pas rare de constater l'apparition de ruptures intergranulaires dans la zone affectée du métal de base et même dans le métal d'apport. Un revenu de détente ayant pour but de relaxer les gradients de contraintes créés par le cyclage thermique dû à l'opération de soudage, la fissuration qui peut apparaître est donc liée directement à la ductilité locale en fluage du matériau.

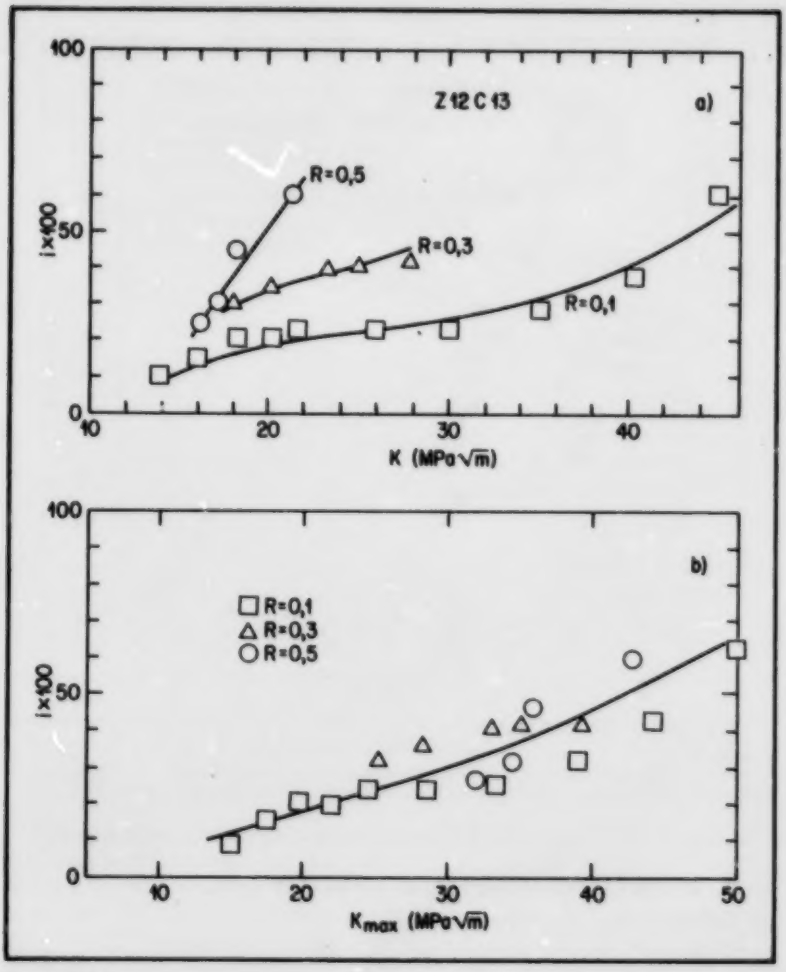


Figure 13
Variation du pourcentage «i» de rupture intergranulaire en fatigue pour un acier maraging à 12% Cr:

a) en fonction de ΔK et R;
b) en fonction de K_{max} (d'après [49]).

teneur en impuretés et le paramètre $(\varepsilon_T - \varepsilon_R)/\varepsilon_R$, où ε_T et ε_R sont respectivement l'allongement à la rupture à 300°C après revenu à 615°C et après relaxation à 615°C d'un état précontraint à 120 MPa. La

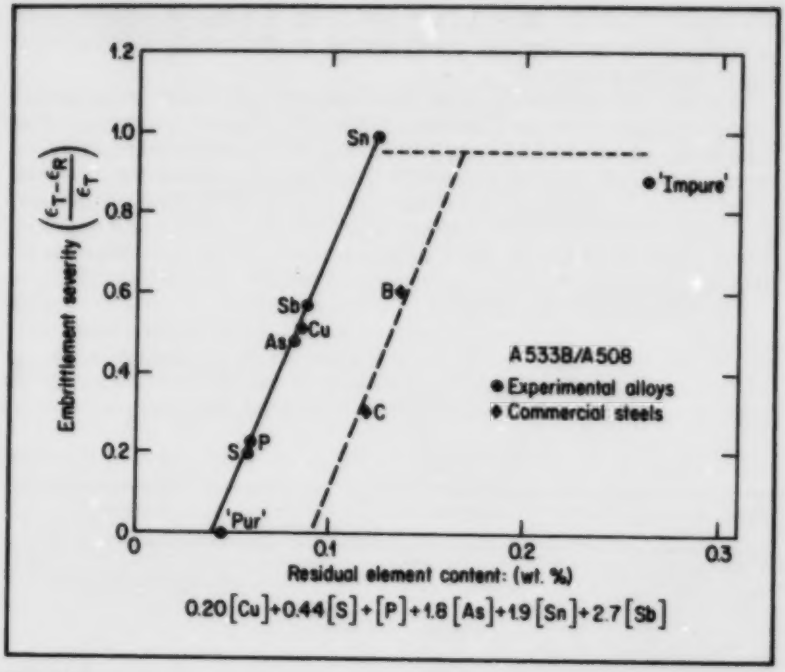


Figure 14
Corrélation entre fragilisation au revenu de détente et niveau d'impuretés dans des aciers A533B/A508 (d'après [50]).

figure 21 révèle que les coulées de haute pureté sont pratiquement insensibles à la précontrainte alors que, pour les coulées commerciales, le niveau d'impuretés a une influence considérable. Ces résultats sont confirmés par Pope et al [51] qui soulignent de plus le rôle possible du Cr dans ce phénomène.

2.9 Les mécanismes et la mécanique de la rupture intergranulaire

Dans les lignes précédentes nous avons souligné les conditions d'apparition de la rupture intergranulaire et ses conséquences sur les propriétés mécaniques des alliages. Nous avons aussi cherché à identifier les causes de cette rupture qui se trouvent être essentiellement la ségrégation et la précipitation. Toutefois, nous n'avons pas abordé les mécanismes et la mécanique de la rupture intergranulaire. Il faut ici

souligner que ces aspects ont été jusqu'à présent peu souvent abordés dans la littérature, quelques fois qualitativement et très rarement quantitativement.

Le tableau II illustre quelques mécanismes possibles de la rupture intergranulaire ainsi que les conditions mécaniques qui doivent être satisfaites pour que cette rupture ait lieu. Dans ce tableau nous avons aussi noté les questions soulevées pour certains de ces mécanismes, questions auxquelles aucune réponse satisfaisante n'est encore disponible. Dans le cas de la rupture intergranulaire due à une ségrégation (type II du tableau II), Seah et Hondros [4] ont tenté de résumer les diverses conditions mécaniques qui doivent être satisfaites pour que cette rupture ait lieu. Ces auteurs soulignent que, si plusieurs mécanismes et leurs différentes étapes ont été proposés, ils restent tous qualitatifs dans leurs conclusions. Il y a donc ici un besoin urgent de collaboration entre les métallurgistes et les mécaniciens afin de mathématiser de façon satisfaisante la rupture intergranulaire.

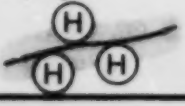
Type	Sous-type	Mécanisme	Conditions mécaniques	Questions
I) Précipitation aux joints	a)	Décohésion interface matrice-précipité	$\sigma_i < \sigma_p, \sigma_c, \sigma_j$	La propagation étant intergranulaire, pourquoi? $\sigma_i < \sigma_c$
	b)	Clivage précipité	$\sigma_p < \sigma_i, \sigma_c, \sigma_j$	Pourquoi? $\sigma_i < \sigma_c$
II) Ségrégation aux joints	a)	Ségrégation	$\sigma_i < \sigma_c$	Influence des éléments ségrégeant aux joints sur σ_i?
	b)	Ségrégation et fragilisation à l'hydrogène 	$\sigma_i < \sigma_c$	Influence de l'hydrogène sur σ_i et σ_c?

Tableau 2
Mécanismes possibles de rupture intergranulaire et conditions mécaniques à satisfaire.

σ_c = cohésion de l'interface; σ_c = contrainte de clivage de la matrice;
σ_p = contrainte de clivage précipité; σ_j = cohésion du joint.

Bibliographie

[1] C.L. Briant and S.K. Banerji, Int. Metals Rev., 23, (1978), pp. 164-199.

[2] I. Olefjord, Int. Metals Rev., 23, (1978), pp. 149-163.

[3] M. Guttmann, «The influence of interfacial segragation in embrittlement phenomena», in «Atomistics of fracture», ed. by R.M. Latanision and J.R. Pickens, NATO Conf. Series, Vol. 5, Plenum Press, New York (1983), p. 465.

[4] E.D. Hondros and M.P. Seah, Int. Metals Rev., 22, (1977), pp. 262-301.

[5] C.H. Lorigand and A.G. Quarrell, Trans. AFS, 55, (1947), p. 160.

[6] B.C. Woodfine and A.G. Quarrell: J.I.S.I., 195, (1960), p. 409.

[7] S.C. Desai, ibid., 191, (1959), p. 250.

[8] B.L. Biggs, ibid., 192, (1959), p. 361.

[9] J.A. Wright and A.G. Quarrell, ibid., 200, (1962), p. 299.

[10] J. Plateau, G. Henry and C. Crussard, Rev. Métall., 54, (1957), p. 200.

[11] A. Preece, A. Hartley, S.E. Meyer and S. Nutting, J.I.S.I., 153, (1946), p. 237.

[12] T. Ko and D. Hanson, ibid., 164, (1950), p. 51.

[13] I.S. Brammar, ibid., 201, (1963), p. 752.

[14] B.J. Schulz and C.J. MacMahon Jr., Metall. Trans., 4, (1973), p. 2485.

[15] F. Weinberg, Metall. Trans., 108 (1979), p. 219.

[16] F. Weinberg and J.-P. Bailon, Can. Met. Quat., 19, (1980), p. 281.

[17] D. Kalish and H.J. Rack, Metall. Trans., 2, (1971), p. 2665.

[18] W.C. Johnson and D.F. Stein, ibid., 5, (1974), 549.

[19] G.J. Spaeder, R.M. Brown and W.J. Murphy, Trans. ASM, 60, (1967) p. 418.

[20] G.J. Spaeder, Metall., Trans., 1, (1970), p. 2011.

[21] R.L. Cairns and C.J. Novak, ibid., 2, (1971), p. 1837.

[22] R.H. Greaves and J.A. Jones, J.I.S.I., 102, (1920), p. 171.

[23] G. Vidal, Rev. Metall., 42, (1945), p. 149.

[24] L.D. Jaffe and D.C. Buffum, Trans. ASM, 42, (1950) p. 604.

[25] D. McLean, «Grains boundaries in metals», Clarendon Press, Oxford, (1957).

[26] E.D. Hondros, «Interfaces», ed. by R.C. Gifkins, Butterworth, London, (1969), p. 77.

[27] Y.E. Gilkman, Y.V. Goryunov, Y. V. Pugusou, L.Y. Rzhevskaya and B.Y. Tokarev, Fiz. Metal. Metalloved, 41, (1976), p. 553.

[28] M.C. Inman and H.R. Tipler, Metall. Rev., 8, (1963), p. 105.

[29] M. Guttman, Surface Sci., 53, (1975), p. 213.

[30] C.J. McMahon Jr. and L. Marchut, J. Vac. Sci. Technol., 15, (1978), p. 450.

[31] P.R. Lemblé, A. Pineau, J.L. Castagné, P. Dumoulin and M. Guttman, Metal., Sci., 13, (1979), p. 496.

[32] R. Guillou et J.C. Margerie, Mém. Sci. Rev. Métall., 67, (1970), p. 71.

[33] M.L. Marcus et al, ASTM-STP 499, ASTM Philadelphia, (1972), p. 90.

[34] P. Dumoulin, M. Guttman, M. Foucault, M. Palmier, M. Wayman and M. Biscondi, Metal. Sci., 14, (1980), p. 1.

[35] S.K. Banerji, M.C. Feng and C.J. McMahon, Metall. Trans., 9A, (1978), p. 237.

[36] S.K. Banerji and C.L. Briant, Metall. Trans., 10A, (1979), p. 1151.

[37] A. Joshi and D.F. Stein, Metall. Trans., 1, (1970), p. 2543.

[38] A. Kumar and B.L. Eyre, to be published.

[39] S. Floreen and J.H. Westbrook, Acta. Met., 17, (1969), p. 1175, Can. Met. Quat., 13, (1974), p. 181.

[40] C. Waché, Doctorat d'état, Orsay (1920).

[41] A. Larère, C. Roques-Carmes, P. Dumoulin, éd. M. Guttman, Journées d'automne de la Société française de métallurgie, octobre 1979, Paris.

[42] C.L. White, R.E. Clausing and L. Heatherly, Metall., Trans., 10A, (1979), p. 683.

[43] S.S. Hecker, D.L. Rohr and D.F. Stein, Metall. Trans., 9A, (1978), p. 481.

[44] W.C. Johnson, D.F. Stein and R.W. Rice, in «Grain Boundaries in Engineering Materials», edited by J.L. Walker, J.H. Westbrook and D.A. Woodfond, Proc. of 4th Bolton Landing Conf., Claiton's Publishing Div., Baton Rouge, (1975), pp. 261-274.

[45] J.-P. Baïlon, J. Masounave et J.I. Dickson, Le seuil de propagation, chap. 7 in «La fatigue des matériaux et des structures», édité par C. Bathias et J.-P. Baïlon, Maloine S.A. — PUM, Paris — Montréal, (1980), pp. 237-269.

[46] R.J. Cooke, P.E. Irving, G.S. Booth and C.J. Beevers, Eng. Fract. Mech., 7, (1975), pp. 69-77.

[47] R.O. Ritchie, Metall. Trans., 8A, (1977), p. 1131, Metal. Sci., 1, (1977), p. 368.

[48] R.O. Ritchie and J.F. Knott, Acta Met., 21, (1973), p. 639.

[49] A. Pineau et J.L. Castagné, Mém. Sci. Rev. Métall., 76, (1970), p. 369.

[50] J.M. Brear and B.L. King, Spring Residual Conference on Grain Boundaries, p. C13, The Metal Society, London, (1976).

[51] D.P. Pope et al, E.P.R.J. Project no. RP 559, Interim Report, University of Pennsylvania, Philadelphia, PA, June 1979.

Chapitre 3

Rupture élasto-plastique et ductile

W. Tyson

Introduction

Les méthodes de la mécanique de la rupture élastique linéaire (MREL) sont maintenant largement acceptées dans la conception de structures, particulièrement en ce qui concerne les matériaux à haute résistance utilisés pour des applications critiques. La MREL suppose que la déformation plastique avant la rupture est petite par rapport à la longueur de la fissure ou aux dimensions structurales telles que l'épaisseur de l'échantillon. Cette hypothèse limite les possibilités d'application de la MREL. Pour les matériaux ductiles, où cette supposition n'est plus réaliste, il s'avère nécessaire d'utiliser d'autres méthodes de contrôle de la rupture.

L'essai Charpy est une technique familière et rapide pour évaluer le risque de rupture. L'information obtenue par cet essai est illustrée à la figure 1. Pour les aciers, il existe une transition relativement brutale entre une région de haute ductilité («plateau supérieur») à températures élevées à une région de basse ductilité, à température basse. Le mode de rupture passe de façon typique pendant cette transition, du clivage (fragile ou brillant) à la coalescence de microcupules («ductile» ou «fibreuse»). Pour d'autres métaux (particulièrement ceux à structure cristalline de type cubique compacte tel que l'aluminium), le mode de rupture peut demeurer une coalescence de microcupules, et il peut très bien ne pas y avoir de transition ductile-fragile. Nous traiterons dans ce chapitre plus particulièrement des alliages ferreux et la plupart des illustrations de ce chapitre porteront sur ces alliages. L'importance de l'acier en tant que matériau de construction justifie notre choix [1]. Évidemment, les méthodes expérimentales et les phénomènes observés sont aussi communs à d'autres métaux.

La rupture fragile a été très étudiée à cause de sa simplicité et à cause des nombreux exemples spectaculaires d'effondrement de structure dont elle fut responsable. Les méthodes MREL sont adaptées à la conception («design») où la rupture fragile intervient puisque la déformation plastique y est très limitée. Des procédures de tests

quantitatifs et de conception sont maintenant disponibles.

Néanmoins, il est sans aucun doute souhaitable que les matériaux soient d'abord utilisés dans des conditions de rupture ductile, de type «plateau supérieur». Le seul guide traditionnellement disponible, fut de sélectionner des matériaux dont la température de transition ductile/fragile soit nettement au-dessous de la température d'utilisation. Cette approche augmente la probabilité d'une rupture ductile dans laquelle de grandes quantités d'énergie sont absorbées par la déformation plastique qui a lieu pendant la propagation de la fissure, ce qui, par conséquent, diminue les vitesses de propagation. Mais cette approche présente, de toutes évidences, des difficultés. À part la nécessité de décider de combien de degrés sous la température en service, cette transition doit être fixée pour assurer la sécurité, il faut aussi tenir compte des facteurs géométriques (augmentation de la triaxialité des contraintes) qui tendent à fragiliser le matériau dans la structure réelle, même si, avec un échantillon Charpy, le matériau montre un comportement de type «plateau supérieur». De plus, la ductilité, au niveau du «plateau supérieur» a tendance à diminuer si on augmente les contraintes. Un exemple est donné à la figure 1. De ce fait, pour certaines applications, il est nécessaire de définir un minimum d'absorption d'énergie au niveau du plateau supérieur, de même qu'une température de transition raisonnablement basse. L'essai Charpy n'est pas un test défini à partir de considérations théoriques, l'utilisation de ce test et les exemples sont de nature empirique, sur des applications structurales particulières (bateaux, etc.) ainsi que sur des matériaux particuliers. Parce que les résultats des essais Charpy n'ont pas de signification universelle, ils doivent être utilisés avec précaution dans le cas de nouvelles conceptions.

À cause du succès de la MREL, avec les matériaux de faible ductilité, il est intéressant d'examiner dans quelle mesure les méthodes quantitatives de la mécanique de la rupture, peuvent être utilisées pour des matériaux de plus grande ductilité, en particulier pour les aciers travaillant dans le domaine du «plateau supérieur». Afin que les tests de mesure de la ductilité en déformation plane K_{IC} soient valides, il est nécessaire d'utiliser des échantillons suffisamment grands pour vérifier la condition de base d'application de MREL, c'est-à-dire que la zone plastique soit de dimension négligeable vis-à-vis de l'échantillon. La norme ASTM E 399 [2] définit les dimensions d'éprouvettes telles que la zone plastique en tête de la fissure soit toujours petite. Les dimensions caractéristiques de l'échantillon (longueur et largeur du ligament, etc.) doivent dépasser la taille caractéristique de la zone plastique $r_y \sim 2.5 (K_{Ic}/\sigma_y)^2$ où σ_y est la limite d'élasticité ou la contrainte d'écoulement. Pour un acier typique HSLA de limite d'élasticité de 500 MPa et de ductilité de 125 MPa$\sqrt{m}$, l'application de la norme exigerait des échantillons de dimensions caractéristiques supérieures ou égales à 16 cm, ce qui rend une telle expérience impossible à

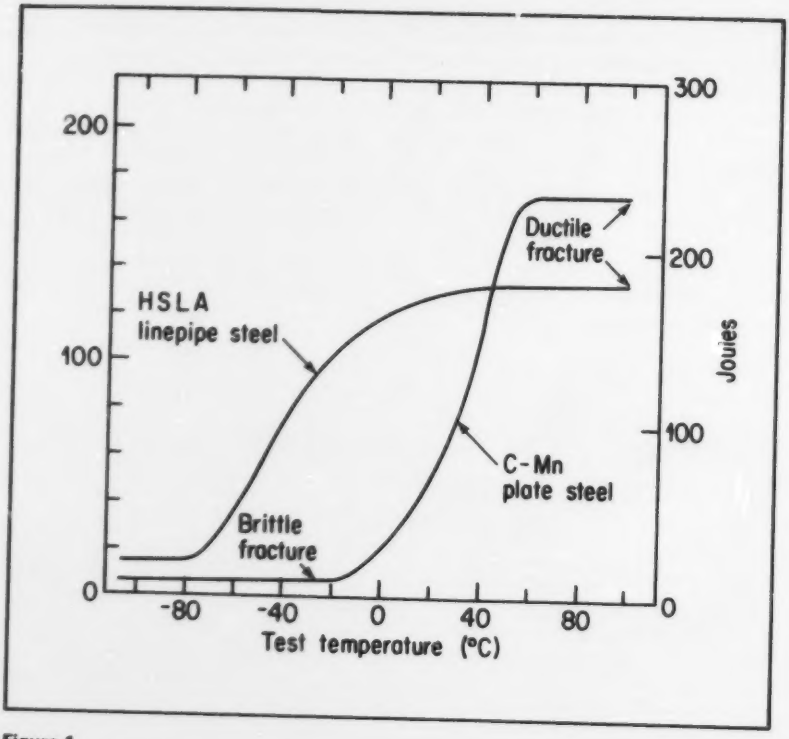


Figure 1
Courbes d'impact charpy pour un acier de pipeline (R_e = 483 MPa) et une plaque d'acier C-Mn (R_e = 276 MPa) [1].

réaliser de façon routinière. Aussi, certaines modifications de cette méthode sont nécessaires, dans lesquelles les résultats de l'expérience sur de petits échantillons peuvent servir à prévoir le comportement des sections plus importantes. Pour palier à ce besoin, un travail a été fait, au cours de la dernière décennie, basée sur la mesure de l'ouverture à fond de fissure (δ ou COD) et sur l'intégrale J, qui est très étudiée et de plus en plus acceptée. Bien que δ et J furent à une certaine époque considérés comme des paramètres plutôt différents, ils sont maintenant reconnus comme étant complémentaires, comme nous le soulignerons plus loin.

Le but de ce chapitre est de résumer les concepts qui relèvent des méthodes d'expérimentation proposées en mécanique de la rupture élastoplastique, parfois appelée mécanique de rupture par déforma-

tion, et d'indiquer jusqu'à quel point les paramètres microstructuraux contrôlent les ruptures ductiles. Un certain nombre d'excellents textes sur ces différents sujets ont été publiés récemment [3-6] ainsi que des revues [7-11]. Le présent chapitre est un complément de ces travaux et résumera les développements qui ont eu lieu depuis leur publication. Nous n'essaierons pas de toucher l'important phénomène technologique qu'est la croissance d'une micro-fissure par fatigue ou fluage, bien qu'il faille signaler que des progrès ont été faits dans ce domaine, grâce à la mécanique de la rupture élastoplastique [9]. De la même manière, les effets de la vitesse de déformation ne seront pas discutés bien qu'ils puissent modifier la ductilité au niveau du «plateau supérieur» et soient déterminants en ce qui concerne la température de transition ductile/fragile [12].

Contrainte et déformation en tête de fissure

Une supposition majeure en MREL est que l'état de contrainte et de déformation en tête de fissure aiguë est contrôlé par le facteur d'intensité de contrainte (cf chapitre 1). Les déformations et les contraintes élastiques sont données par:

$$\sigma, \epsilon \propto \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\theta) \qquad (1)$$

où r,θ sont des coordonnées polaires centrées en tête de fissure et $f(\theta)$ une fonction de θ.

Ceci fait apparaître la «singularité $1\sqrt{r}$» bien connue, avec des contraintes qui tendent vers l'infini quand r tend vers zéro.

En réalité, bien sûr, les contraintes sont limitées par les propriétés physiques des matériaux. Dans ce chapitre, nous nous limiterons au mode I de sollicitation. Dans ce mode, ainsi que nous l'avons vu au chapitre 1, la contrainte de traction est plus grande dans le plan de la fissure (pour $\theta = 0$) et entraîne le clivage par rupture des liens interatomiques. Néanmoins, les contraintes de cisaillement sur les plans coupant le front de fissure sont maximales à $\theta = \pm 71°$, et la déformation plastique aura tendance à se produire en lobes, à un angle proche de cette valeur, de telle manière que le front de la fissure sera émoussé [13]. Un exemple de ceci au niveau atomique est montré à la figure 2. Un tel émoussement plastique se produira à cause du mouvement des dislocations quand les contraintes de cisaillement atteignent la limite d'élasticité.

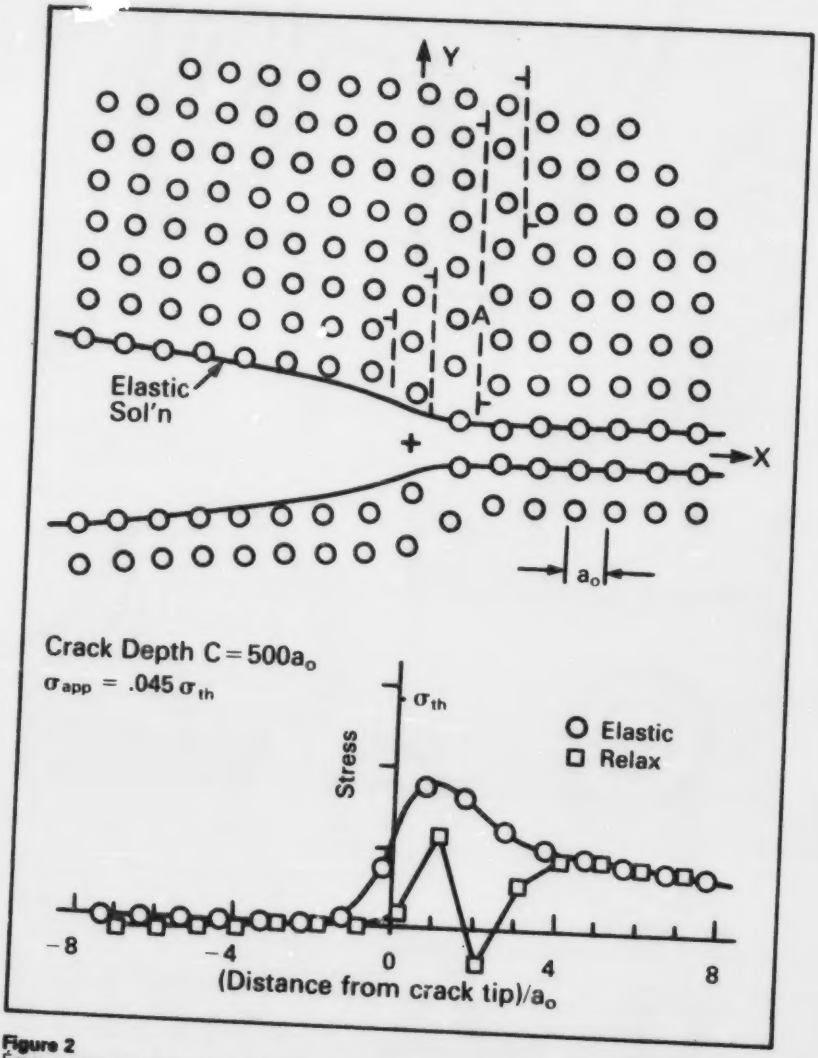


Figure 2
Émoussement plastique par création de dislocations en tête de fissure, vu au niveau atomique par simulation sur ordinateur [14]. Les atomes interagissent *«pair wise central forces»* et se trouvent déplacés dans des positions données par la solution élastique avant la relaxation. Des dislocations partielles séparées par des fautes d'empilement (tel que A) se forment pour soulager les contraintes élastiques de cisaillement.

Les zones plastiques peuvent alors être observées au microscope telles que le montre la figure 3, ou même à l'oeil nu. L'accroissement de la fissure se produit alors après une déformation plastique qui dépend de la microstructure des matériaux. Cet accroissement peut être rapide (catastrophique) ou lent. Un bon exemple de rupture partant d'une entaille plastiquement émoussée est donné dans un rapport de Tipper [15] et reproduit à la figure 4.

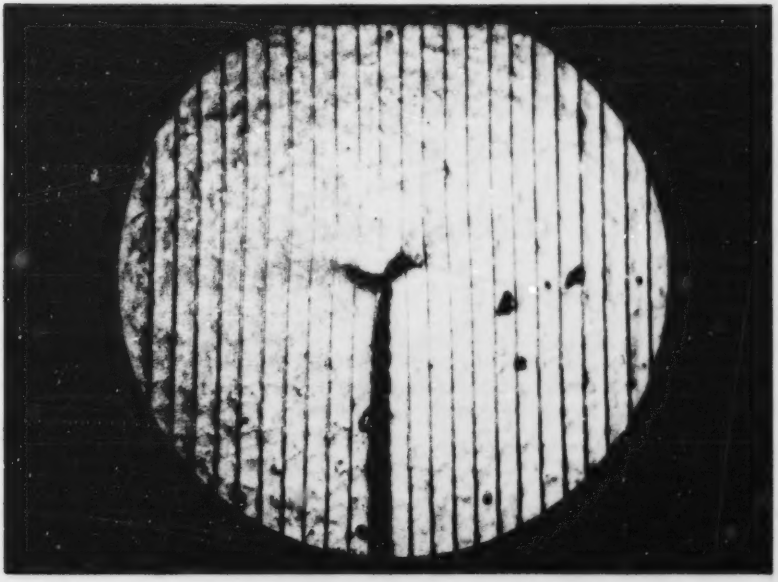


Figure 3
Développement de zones plastiques en tête de fissure [13].

L'écoulement plastique en tête de fissure modifie la distribution des déformations et des contraintes. L'hypothèse de MREL d'une déformation à «petite échelle» n'est plus valable quand la taille de la zone plastique (partie hachurée en figure 5) cesse d'être petite en comparaison des dimensions structurales. Dans ce cas, la distribution des contraintes ne peut être décrite par K_I.

Les méthodes de la mécanique de la rupture élastoplastique ont été développées pour analyser l'accroissement d'une fissure en présence d'une relativement grande déformation plastique. Ces méthodes supposent que l'ouverture à fond de fissure et l'intégrale J sont aptes à décrire l'état du front de fissure. La distribution des contraintes en tête d'une fissure élastoplastique est bien plus complexe que dans le cas

Figure 4
Rupture s'amorçant à partir d'une entaille émoussée plastiquement [15].

de l'élasticité. Des solutions analytiques ne sont disponibles que dans peu de cas [16]. Dans le cas d'un matériau dont la consolidation est correctement décrite par l'équation $\sigma \propto \epsilon^n$, il peut être démontré [9] que les contraintes à l'intérieur de la zone plastique sont correctement décrites par:

$$\sigma \propto \left(\frac{J}{r}\right)^{n/1+n} \cdot f(\theta,n) \quad \text{et} \quad \epsilon \propto \left(\frac{J}{r}\right)^{1/1+n} \cdot g(\theta,n) \tag{2}$$

où f et g sont des fonctions de θ et du paramètre n. L'intégrale J définie par (16, 17):

$$J = \int \left(W \cdot dy - T_i \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x} \, d s\right) \tag{3}$$

où l'intégrale doit être calculée sur un parcours commençant et aboutissant sur les lèvres de la fissure. W est la densité d'énergie de déformation élastique non-linéaire, y et x sont des coordonnées normales au plan et parallèles à la direction de la propagation. T_i est la force de traction qui s'exerce sur le contour Γ, u est le déplacement dans la direction T, et ds est l'accroissement de distance le long du contour.

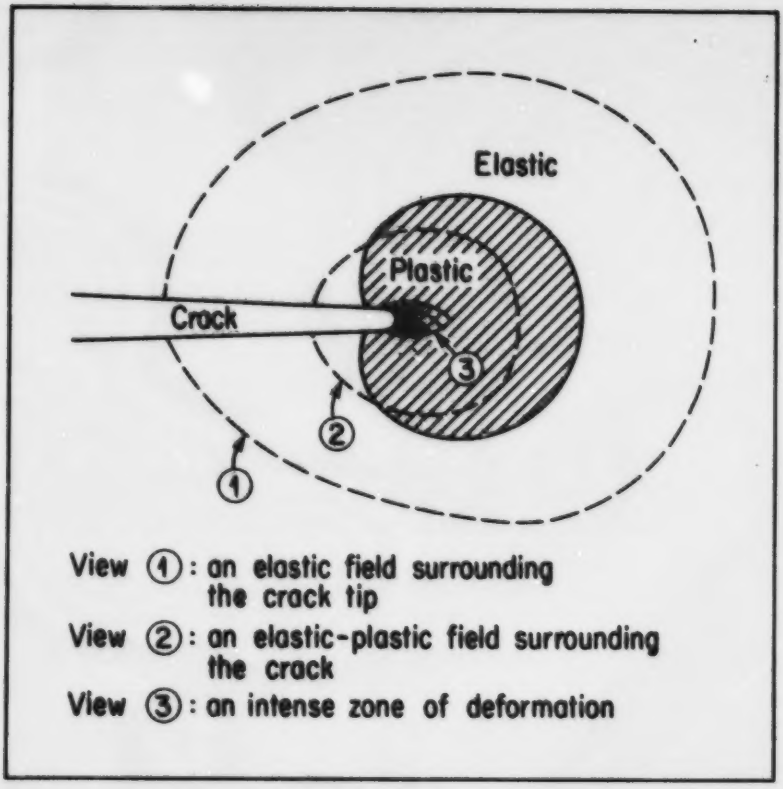


Figure 5
Champs de contrainte et de déformation autour d'un front de fissure [9].

De façon plus pratique J est décrit [1] comme la différence du travail effectué lors de la déformation d'un corps comportant des fissures de différentes longueurs (fig. 6).

$$J = \frac{\text{surface}}{da} = -\int \frac{\partial P}{\partial a} \cdot d\delta_p = \int \frac{\partial \delta_p}{\partial a} \cdot dP \qquad (4)$$

Il est intéressant de noter que l'intégrale J fut étudiée à l'origine par Eshelby [18] qui l'appelait le «tenseur de force énergétique» et s'en servait pour caractériser les forces généralisées sur les défauts cristallins dans un champ élastique. Pour la déformation plastique à petite échelle, Rice [17] a montré qu'en déformation plane, on obtenait:

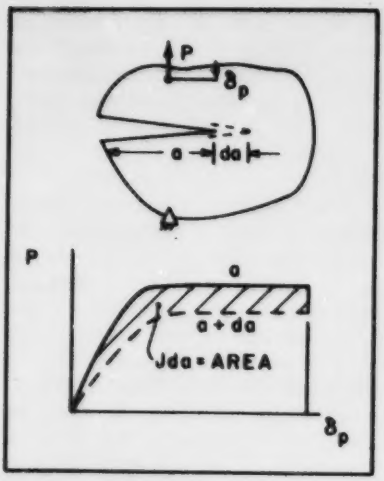


Figure 6
Courbe charge — déplacement d'un corps fissuré [9].

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot K_I^2 \qquad (5)$$

le facteur $(1-\nu^2)$ est remplacé en contrainte plane par l'unité.

L'importance de cette relation réside dans le fait que les valeurs de J déterminées comme critiques pour un accroissement de fissure dans de petits échantillons peuvent servir pour calculer les intensités de contrainte critiques pour de grandes structures dans la mesure où le même état de contrainte et le même mécanisme de rupture se retrouvent en tête de fissure. Rice a aussi montré que la concentration de déformation en tête de fissure, donnée essentiellement par l'équation 2 entraîne un déplacement des lèvres du sommet de la fissure (COD) donné par:

$$\delta_t \approx \propto \frac{J}{\delta_y} \qquad (6)$$

où $\propto$ est un paramètre de l'ordre de l'unité.

Une dérivation simple de ce résultat est fort instructive (réf. 3, p. 69). L'ouverture de la fissure est le résultat de la déformation plastique à l'intérieur d'une zone de déformation d'étendue approximative (calcul obtenu à l'aide de la MREL):

$$r_y \approx \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_y}\right)^2$$

La zone plastique est encastrée dans le matériau élastique (voir fig. 5) et de ce fait limitée à la déformation plastique $\epsilon_y \approx \sigma_y/E$ à la frontière élastique/plastique. Sachant que la zone plastique est approximativement un cylindre de rayon r_y, il est possible d'obtenir le déplacement autour de la circonférence du cylindre $\delta_t = 2\pi r_y \cdot \epsilon_y$ et donc $\delta_t \approx K^2/(\sigma_y \cdot E)$ qui est tout simplement l'équation 6 avec $\alpha = 1$ et $J = K^2/E$, en contrainte plane obtenu de l'équation 5.

Rice étudie l'écoulement à la pointe de la fissure à l'aide de la théorie des lignes de glissement, démontrant ainsi que la déformation est caractérisée par une zone en «éventail» centrée sur le front de fissure et séparant deux zones de contrainte constante (fig. 7). L'écoulement plastique est concentré dans «l'éventail centré», et la déformation est très grande au sein d'une petite zone qui se trouve juste en avant du front de fissuration. L'émoussement, provoqué par l'écoulement local, transforme le champ des lignes de glissement en un champ approprié pour une entaille arrondie et au voisinage immédiat de la pointe de la fissure en un champ en «spirales logarithmiques» (fig. 8) pour lequel $\sigma = \sigma_y[1 + 1n(1 + 2X/\delta_t)]$ en avant du front. Au sein de cette zone qui s'étend à une distance d'environ $1.9\,\delta_t$ du front, les déformations plastiques sont importantes (fig. 9) et les processus d'initiation des microcupules, de leur croissance et de leur coalescence, apparaissent. Ces processus seront discutés de façon plus détaillée au paragraphe 4.

Ces études analytiques furent suivies d'analyses par éléments finis (par exemple celle de Mc Meeking [19]) qui ont, en général, confirmé assez bien les résultats des calculs précédents. Il est bon d'insister sur le fait que le développement théorique de l'intégrale J est basé sur l'élasticité non linéaire, qui est une bonne approximation pour un matériau élastique/plastique, seulement s'il n'y a pas de décharge. Cette hypothèse d'élasticité non linéaire reste valable jusqu'à l'initiation de la propagation. Dès que la propagation est amorcée le matériau se décharge en arrière du front de fissure et la signification physique de l'intégrale J devient plus difficile à comprendre. L'interprétation de J en tant que taux de relâchement de l'énergie de déformation n'est rigoureusement valide que pour une élasticité linéaire ou non linéaire. Néanmoins, certains auteurs utilisent J comme un paramètre de contrôle dans un bon nombre de cas mettant en cause l'accroissement d'une fissure élastoplastique par fluage et fatigue [9]. Leurs études tendent à démontrer que J peut caractériser le champ de déformation en tête de fissure dans les conditions d'accroissement lent d'une fissure stable [20]. Rice et Sorensen [21] ont montré que le taux d'ouverture à fond de fissure $\dot{\delta}$, à une distance r au-delà du front de fissuration, est donné par:

$$\dot{\delta} = \alpha \frac{\dot{J}}{\sigma_o} + \beta \frac{\sigma_o}{E} \dot{a} \ln\left(\frac{R}{r}\right)$$

où α est une constante de l'ordre de l'unité, σ_o est la contrainte

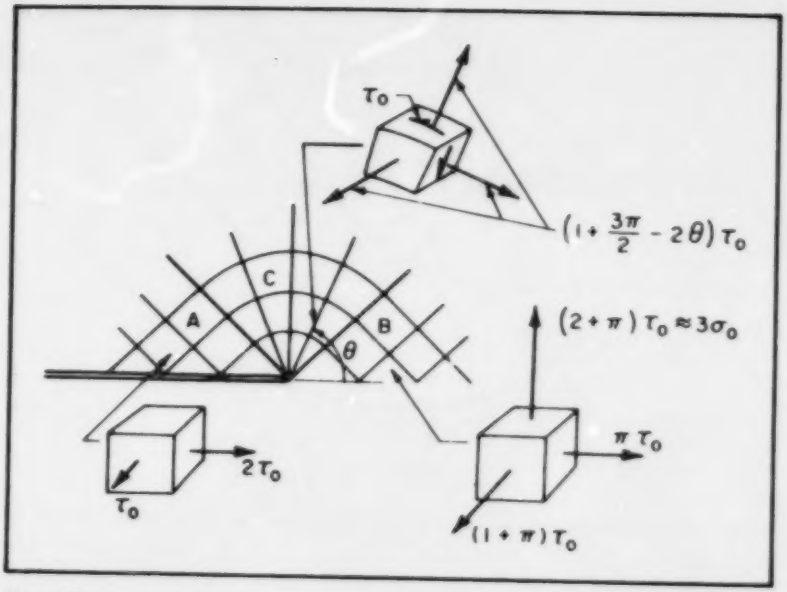


Figure 7
Construction du champ des lignes de glissement près d'un front de fissure [8].

d'écoulement en tension, $\beta = 3.93$ pour $\nu = 0,3$, $\dot{a}$ est le taux d'accroissement de la fissure et R est un paramètre du champ de déformation, qui doit normalement être proportionnel à la taille de la zone de déformation plastique en tête de la fissure.

Cette équation permet de faire correspondre l'ouverture à fond de fissure δ_t à des changements de longueur de fissure $\dot{a}$, c'est-à-dire le taux d'accroissement de fissure, aussi bien qu'aux changements $\dot{J}$ de l'intégrale J.

Il reste encore beaucoup de travail à faire pour déterminer dans quelles conditions la propagation de la fissure se produit de façon instable, c'est-à-dire de façon catastrophique. L'obtention d'un J ou d'un δ_t critique est suffisante pour déterminer le point d'amorçage de la propagation, mais c'est seulement s'il y a un relâchement brutal de l'énergie que la propagation se poursuivra. Pour caractériser le mode de rupture ductile, un «module de déchirement» a été proposé, [22]:

$$T = \frac{dJ}{da} \cdot \frac{E}{(\sigma_o^2)}$$

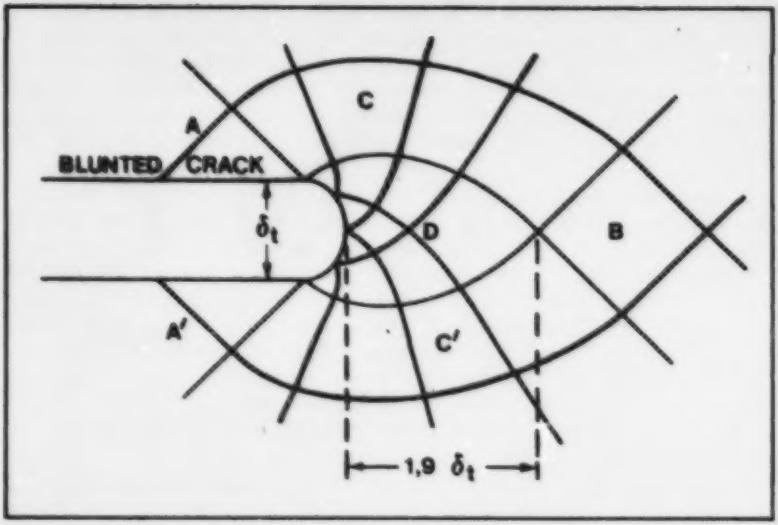


Figure 8
Champ des lignes de glissement en «spirales logarithmiques» près d'un front de fissure émoussé [17].

Ce module de déchirement serait une constante du matériau, de la même manière que le taux d'écrouissage $d\sigma/d\epsilon$. Le déchirement instable est relié à T à travers un critère qui dépend d'une géométrie et d'un confinement précis.

Méthodes d'essais

Les tests basés sur la mécanique de la rupture élastoplastique sont conçus pour mesurer une valeur critique d'un paramètre caractérisant l'état de contrainte et de déformation en tête de fissure, précédant immédiatement l'accroissement de la fissure. Le paramètre peut être soit le COD soit l'intégrale J [23], puisqu'il existe une relation entre δ_t et J (équation 6).

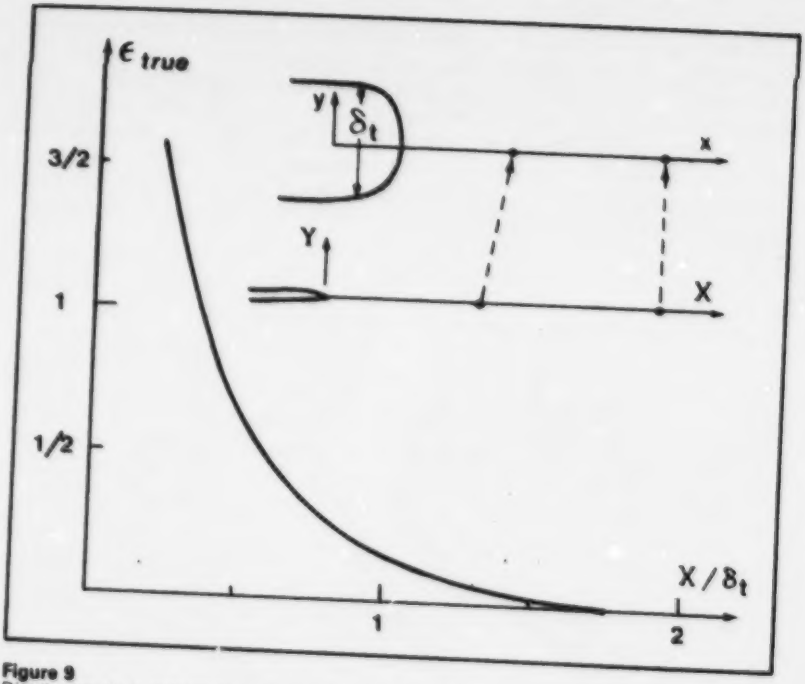


Figure 9
Distribution de la déformation au sein d'une région fortement déformée en tête de fissure [8].

En pratique, la mesure de δ_t est assez difficile et on préfère souvent mesurer J, bien que plusieurs travaux tendent à vouloir établir une proposition de norme pour la mesure de δ_t [23].

Il est important que l'état de déformation et le mécanisme de rupture en tête de la fissure soient les mêmes dans la structure en question et dans l'échantillon expérimental. En conséquence, il est nécessaire de valider la taille de l'échantillon de la même manière que pour un test de K_{Ic}. Il faut bien comprendre que l'obtention de la valeur critique du COD ou de J ne signifie pas forcément le démarrage d'un accroissement catastrophique de fissure, ce qui serait le cas si le comportement était purement élastique. L'accroissement de la fissure lors d'un test quasi-statique peut se produire lentement ou brusquement sous une charge croissante, dépendant principalement des facteurs géométriques.

Begley et Landes [25] furent les premiers à publier les résultats d'expériences destinées à mesurer J_{Ic}. Ils employèrent une technique utilisant plusieurs échantillons dans laquelle la surface sous la courbe force-déplacement était mesurée pour un certain nombre de longueurs initiales de fissure, et où la valeur critique de J, (correspondant, dans leurs essais, à un accroissement rapide de la fissure) était évaluée grâce à une procédure basée sur l'équation 4. Ils montrèrent que les valeurs critiques de J et K_I étaient effectivement reliées par l'équation 5.

Pour les cas où l'accroissement de la fissure est lent, sous charge croissante, des méthodes pour suivre la longueur de fissure en fonction de J ont été développées et une procédure pour déterminer la ténacité critique est en voie de normalisation [26]. Les valeurs de J sont estimées à l'aide d'une approximation développée par Rice à partir de l'équation 4, pour les échantillons ayant des longueurs de fissures assez grandes (voir Paris [9] et Strawley [27]). On peut utiliser soit des échantillons compacts CT, soit des éprouvettes de flexion dont la préfissure de fatigue soit au moins aussi longue que l'épaisseur de l'échantillon. Pour une éprouvette de flexion, on obtient:

$$J = \frac{2A}{Bb} \qquad (7)$$

où A est la surface sous la courbe de charge-déplacement, B est l'épaisseur de l'échantillon et b est le ligament non fissuré.

Pour une éprouvette CT, l'équation 7 doit être corrigée pour la composante en tension de la charge. La profondeur de fissure peut être mesurée par examen destructif de plusieurs échantillons, chacun prédéformé à une certaine valeur de J, ou par n'importe laquelle des techniques (discutées plus loin) n'utilisant qu'un seul échantillon. Le résultat est une courbe de résistance R tel que montré à la figure 10. Pendant l'émoussement, le front de fissure avance de la longueur $\Delta a \approx \delta_t/2$ ce qui entraîne d'après l'équation 6 avec $\alpha = 1$, $J \approx 2\sigma_y \Delta_a$. L'extrapolation de la droite pour l'avancée de la fissure jusqu'à celle pour l'émoussement (fig. 10) permet de donner une valeur critique de la ténacité pour l'initiation de la propagation.

Pour en revenir à notre discussion sur les procédures expérimentales valides, d'après la figure 5, il est clair que, si la MREL restreint la zone plastique à une petite dimension en comparaison de celles de l'échantillon, la mécanique de la rupture exige aussi que la zone de déformation intense en tête de fissure (région 3, fig. 5) soit aussi de faibles dimensions. La MREL demande que les dimensions de l'échantillon soient supérieures à 50 fois la zone plastique. Il est par conséquent logique d'exiger en MRP que les dimensions de l'échantillon soient supérieures à 50 δ_t ou 50 J/σ_y. Une relation semblable avec un facteur numérique de 25 plutôt que de 50, a été proposée [26].

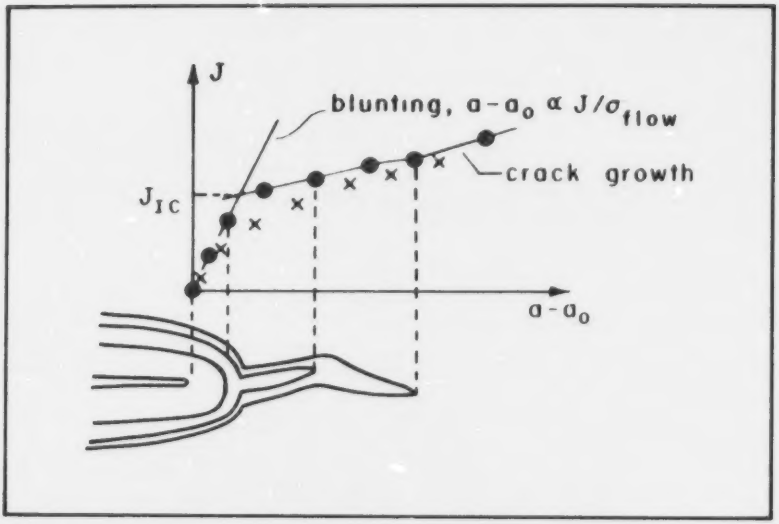


Figure 10
Schémas d'une courbe R montrant le developpement de l'émoussement et l'initiation de l'accroissement de fissure [8].

La détermination d'une courbe R complète en n'utilisant qu'un seul échantillon, (donc grandes économies de temps et d'argent) s'est avérée possible grâce au développement de techniques de mesures de l'accroissement d'une fissure soit (i) à la compliance élastique (ii) à la chute du potentiel (électrique), (iii) à la transmission ou réflexion d'ondes ultra-sonores, (iv) à la fréquence de résonnance de l'échantillon, ou (v) au profil du front de fissuration révélé par une réplique en silicone prise sous charge. Parmi toutes ces techniques, celle de la compliance [31, 32] paraît à l'auteur, la plus simple. Définissant la compliance $C = \delta/P$, où P est la charge et δ le déplacement des points d'application de la charge, Clarke et al [37] ont montré que pour des éprouvettes de flexion profondément fissurées, une approximation valable est donnée par:

$$da = \frac{b}{2} \cdot \frac{dC}{C} \qquad (8)$$

où b = W – a est le ligament restant (où W = profondeur de l'échantillon et a = longueur de la fissure)

L'accroissement de fissure peut ainsi être mesuré par déchargement partiel et périodique, afin de mesurer la variation de la compliance, lors d'une déformation.

Microstructure et ténacité en rupture ductile

Dans ce paragraphe nous traitons des processus microscopiques survenant en tête de fissure qui provoquent une avancée de la fissure. Ces processus sont sensibles à des caractéristiques du matériau telles que la composition, la microstructure et les paramètres mécaniques comme les états de contrainte et de déformation. Ashby [33] a développé une méthode pratique pour mettre en évidence le comportement à la rupture d'un matériau donné, par un «diagramme des mécanismes de la rupture», carte dont un exemple est présenté en fig. 11.

Ces diagrammes (pour un matériau, une microstructure et un état de contrainte donnés) montrent la gamme de contrainte (et de la même manière, la gamme de déformation qui est fonctionnellement reliée à la contrainte) ainsi que la gamme de température, durant laquelle les différents modes de fracture sont observés. Les diagrammes qui ont été établis jusqu'à maintenant font référence à l'état mécanique en tension uniaxiale, alors que les états de contrainte en tête de fissure sont plus près de la tension biaxiale ou triaxiale. Néanmoins dans de tels états de contrainte, on peut objecter [34] que les contraintes principales sont proportionnelles, si bien que les équations constitutives reliant la vitesse de déformation ou de mise en charge ou du mode de fracture sont connues pour n'importe quel état de contrainte. Les équations peuvent être écrites en terme d'une seule variable de contrainte, et on peut alors établir un diagramme. La justesse de cet argument reste à prouver, particulièrement pour l'application à un état de déformation plane. Malgré tout, les diagrammes des mécanismes de la rupture sont instructifs et en mesure de montrer une quantité de données. Le diagramme de la figure 11 concerne la céramique MgO, mais illustre aussi les principaux modes de séparation trouvés dans tous les matériaux qui clivent. Les diagrammes concernant les métaux diffèrent de celui de la figure 11, principalement parce qu'ils comportent une région plus étendue de rupture transgranulaire, divisée en une région de rupture par «fluage transgranulaire» à de plus faibles contraintes. Nous sommes principalement intéressés dans ce chapitre par les mécanismes de rupture ductile

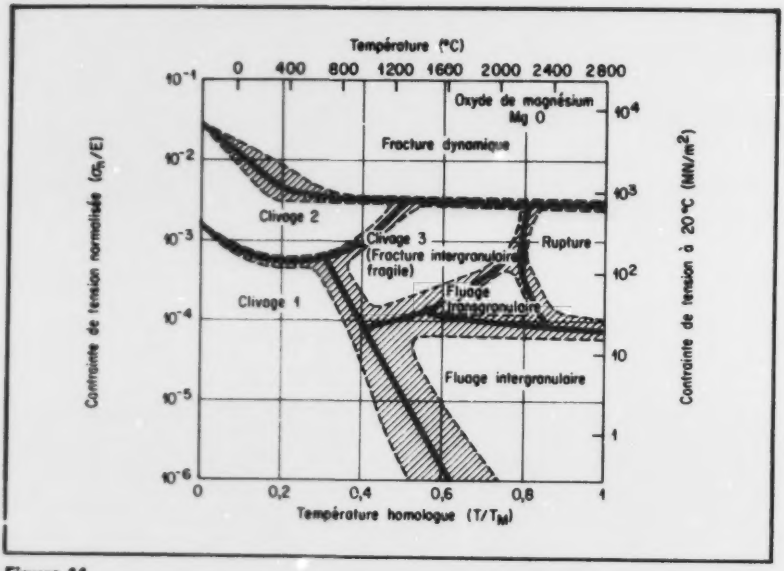


Figure 11
Carte schématique des mécanismes de rupture pour MgO, illustrant différents modes de rupture [33]. Pour les métaux, le mode de rupture «transgranulaire» est sous-divisé en mode de rupture ductile qui se produit à des contraintes supérieures, et en mode de fluage transgranulaire à contraintes inférieures.

dans les métaux. Il a été établi depuis plusieurs années, spécialement à la suite du travail métallographique de Puttick [35], que les ruptures ductiles sont normalement causées par la «nucléation», l'accroissement et la jonction de cupules dans le matériau. Un exemple de ce mode de fracture est montré en figure 12. Les cupules s'initient au niveau de particules, par décohésion de l'interface ou clivage de ces particules, et s'accroissent par mécanismes plastiques (voir chap. 2). La séparation finale se produit par striction du matériau entre les cupules jusqu'à l'obtention d'une ligne laissant un profil de «cavités ductiles» sur la surface de rupture. Cette striction jusqu'à obtention d'une ligne, ou d'un joint, peut avoir lieu à une échelle macroscopique dans des matériaux très propres, sans inclusion ou précipité et apparaît fréquemment dans la rupture de monocristaux de métal pur.

La nucléation de cupules se produit quand une contrainte suffisamment importante est engendrée par écoulement plastique autour d'une particule de façon à provoquer la séparation de l'interface ou le clivage de la particule. Dans un champ de contrainte de tension uniaxiale un accroissement ultérieur de la cupule se produit par simple élongation, terminée par une striction entre les cupules une fois qu'elles ont atteint une taille comparable à leur distance de sépa-

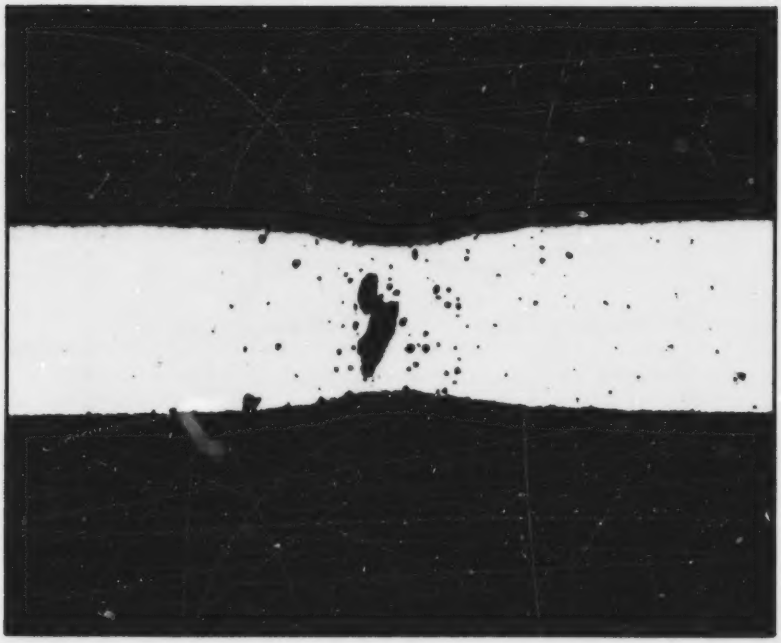


Figure 12
Coupe transversale d'un front de fissuration dans un échantillon chargé de façon à produire un faible montant de rupture ductile [3].

ration (fig. 13). Les particules non métalliques typiques de l'acier (fig. 14) sont des inclusions de sulfure, qui sont très faiblement liées à la matrice, et donc initient très facilement des cupules. La rupture par coalescence de cupules est caractérisée par des surfaces de rupture consistant en des «activités ductiles» formées par le processus illustré en figure 13. La fractographie par microscope électronique à balayage est généralement utilisée pour identifier de tels modes de rupture (cf chapitre 3). On peut voir en figure 15, des particules où s'initient des cupules au fond de plusieurs cavités.

L'état de contrainte en tête de fissure a une importante composante hydrostatique. Pour le champ de lignes de glissement illustré en figure 7, le rapport entre la tension hydrostatique et la contrainte de déformation plastique par cisaillement en avant de la fissure est $(1 + \pi)\tau_o/\tau_o \approx 4$. Cette contrainte hydrostatique joue un grand rôle sur la croissance des cupules. Les cupules tendent à demeurer sphériques et croissent exponentiellement sous l'effet des contraintes hydrostatiques. La vitesse de déformation des cupules situées en tête de la

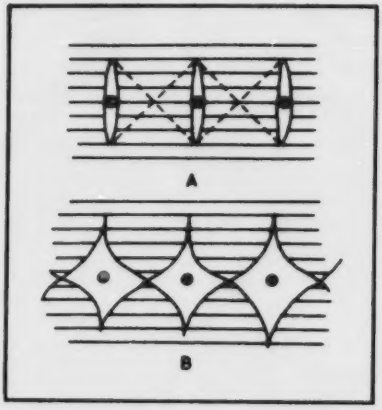


Figure 13
Élongation de cupules dans un champ de contrainte de traction et striction des ligaments entre eux pendant la rupture par coalescence de microvides [36].

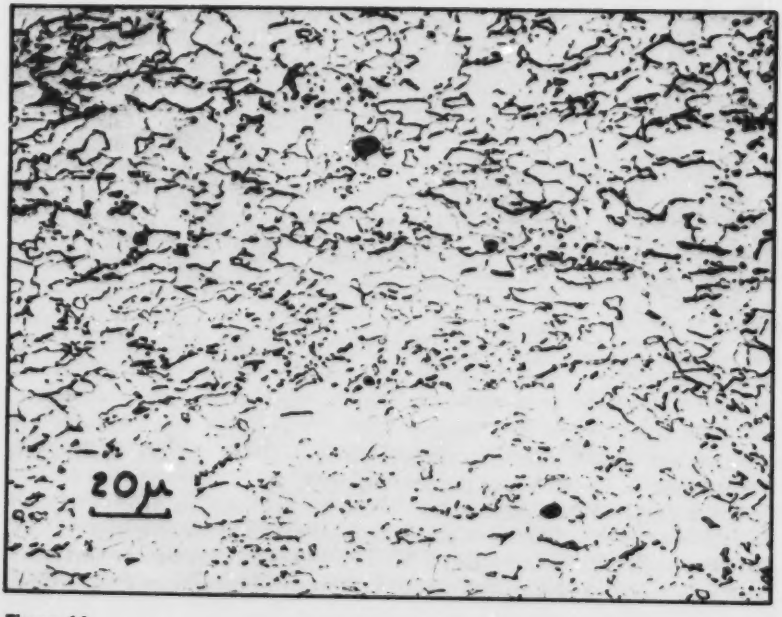


Figure 14
Inclusions non métalliques (MnS) dans un acier à pipeline (un acier relativement propre). Courtoisie de M. Shehata, B. Casault, Y. Lavoie.

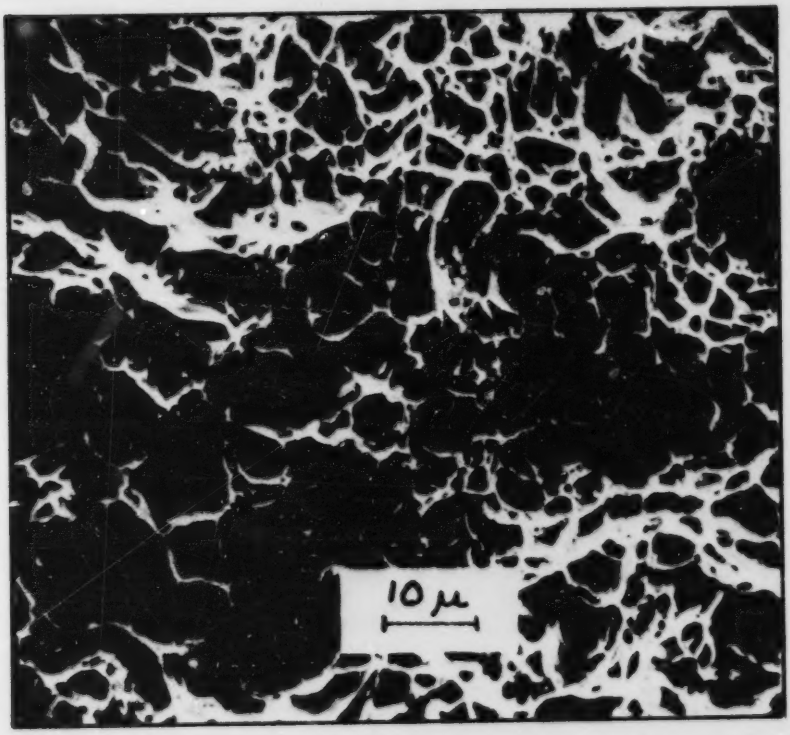


Figure 15
Micrographie par microscope électronique à balayage, d'une rupture par coalescence de microcupules, dans un acier structurel C/Mn contenant 0,2 wt% Courtoisie de N. Pussegoda.

fissure est plus grande que celle de la matrice, ce qui favorise la croissance et la coalescence des cupules.

Dans certains cas, la jonction entre les cupules se produit par un mécanisme de cisaillement concentré entre les grosses cupules, lorsque ces cupules sont situées dans des bandes de cisaillement instable. La rupture se produit le long de ces bandes de glissement, ce qui réduit la déformation locale de rupture. Ce mécanisme est montré en figure 16. La cause de ce comportement n'est pas complètement claire, mais il semble être favorisé par une pré-déformation. Ceci suggère que la capacité d'écrouissage joue un rôle important. Il est bien connu que l'instabilité de la striction se produit à des contraintes inférieures dans des matériaux à bas taux d'écrouissage. La striction commence à une déformation réelle de $\epsilon_t = n$, pour un matériau dont l'équation consti-

tutive est: $\sigma_t = \sigma_o \epsilon_t^n$ (où σ_t est une contrainte réelle et σ_o est une constante). C'est la relation de Considère (voir par ex. [39]). Notons que n est le coefficient de consolidation monotone: $n = d(\ln\sigma_t)/d(\ln\epsilon_t)$. Ainsi, une diminution dans la capacité d'écrouissage (c'est-à-dire n) pourrait conduire plus rapidement à une instabilité plastique entre les cupules en croissance. Broek [40] a proposé un mécanisme pour la formation des bandes de cisaillement intense, basé sur la croissance catastrophique de cupules initiées à de petites particules entre de grandes cupules pré-existantes. Il suggère que les boucles de dislocations s'accumulent autour de petites particules solidement liées, tels les carbures. Au cours de la déformation ces boucles se réunissent pour former une cavité croissante, quand la contrainte sur la boucle la plus intérieure devient suffisamment grande pour vaincre la cohésion entre la particule et la matrice. Ceci relâche la «contrainte de rappel» des boucles, permettant à des sources d'opérer et d'émettre des dislocations dans les cupules qui vont ainsi croître. Ceci est un mécanisme plausible pour la formation catastrophique des plans de décohésion entre les cupules. Il est appuyé par les observations de Cox et Low, qui constatent que les décohésions entre les cupules observées dans un acier trempé et revenu (fig. 16) sont initiées par des particules de cémentite grossière.

En résumé, une rupture ductile se produit normalement par accroissement et étirement de cupules initiées aux particules non métalliques. La fraction volumique des particules, leur espacement et leur taille, ainsi que le degré de cohésion avec la matrice, sont d'importants paramètres qui contrôlent la déformation à la rupture. La répartition de la déformation plastique en tête de fissure est aussi importante pour prévoir la croissance des fissures. Comme nous l'avons souligné dans le paragraphe 2, la déformation est concentrée en une zone en forme «d'éventail centré», à l'intérieur d'une petite zone d'intense déformation en tête de fissure (fig. 8). C'est dans cette région très fortement déformée que les cupules grandissent et coalescent. Rice et Johnson [41] ont proposé un modèle pour prévoir les conditions de croissance de fissure en utilisant les résultats de Rice et Tracey [37] pour la croissance de cupules. La condition critique (fig. 17) est choisie comme étant le début de la striction localisée. Cette striction se produit quand la distance entre la surface de la cupule et le front émoussé de la fissure est égale au rayon vertical de la cupule. On obtient ainsi une relation entre l'ouverture à fond de fissure δ_t au début de l'accroissement de fissure et le rapport Xo/Ro (voir fig. 17). Nous pouvons faire une estimation grossière de δ_t à la rupture en utilisant la distribution de déformation en tête de fissure. Avec la supposition raisonnable qu'une déformation locale de l'ordre de 10 à 100% serait nécessaire, pour provoquer la coalescence de cupules, nous estimons d'après la figure 9 que $1 \leqslant X/\delta_t \leqslant 0.4$ avec $X = X_o$, où X_o est l'espace entre les inclusions. Ceci entraîne que: $1 \geqslant \delta_t/X_o \geqslant 2.5$.

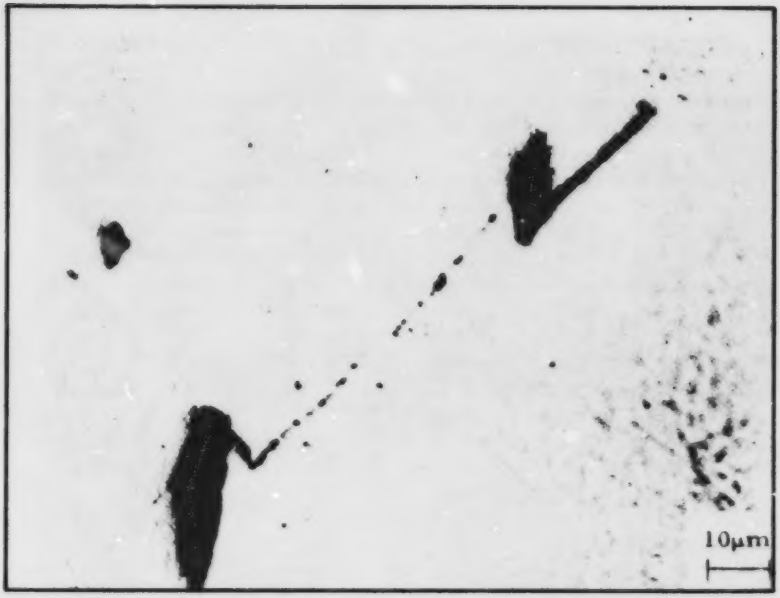


Figure 16
Rupture entre des cupules par cisaillement concentré dans l'acier AISI 4340 [38].

Les prévisions du modèle de Rice et Johnson sont comparées avec les résultats expérimentaux à la figure 18. Il faut noter que l'ordre de grandeur δ_t/D du modèle correspond assez bien à l'estimé grossier ci-dessus. Les résultats expérimentaux correspondent aussi au modèle, avec toutefois quelques exceptions notables. L'acier doux, étudié par Green et Knott (cercles ouverts, fig. 18) se rompt après une initiation de cupules, à des inclusions faiblement «liées» de MnS et croissance des cupules telle que prévue par le modèle. Les résultats correspondent bien aux prévisions, néanmoins, quand le même acier est pré-déformé pour diminuer de façon sensible la valeur de «n» (cercle à moitié ouvert, fig. 18), l'écoulement se localise plus rapidement (comme nous l'avons vu précédemment), et la rupture prématurée qui en résulte, tend vers une plus petite valeur de δ_t/D que celle qu'on aurait atteinte avec une croissance de cupules jusqu'à coalescence. D'autre part, les résultats pour l'acier doux avec des carbures sphéroïdaux (triangles pleins inversés), se trouvent de façon significative au-dessus de la courbe, ce qui correspond bien au fait que la liaison entre les carbures et la matrice est très forte, ce qui exige une déformation supérieure pour provoquer l'initiation de cupules. Il faut

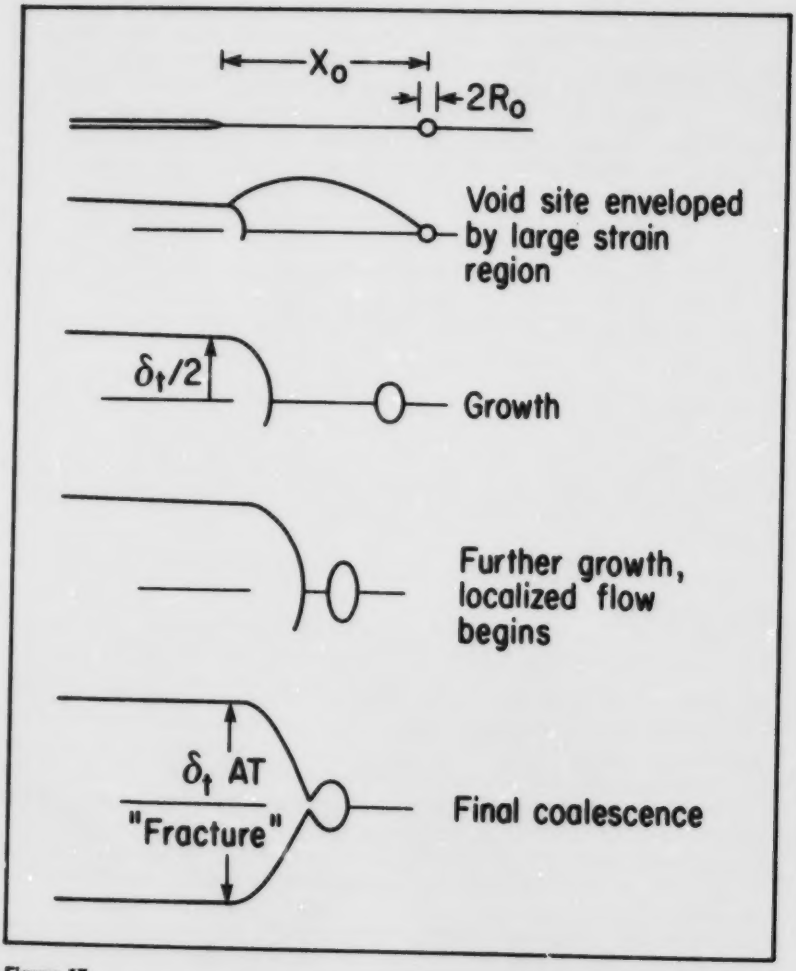


Figure 17
Modèle pour la rupture ductile par croissance et coalescence d'une cupule initialement sphérique, avec le front de fissure [41].

également remarquer qu'il existe une certaine incertitude dans la définition et la mesure des espaces entre les particules $X_o(=D)$ en particulier, si une moyenne bi-dimensionnelle (plane) ou tri-dimensionnelle (volumique) doit être utilisée — une discussion sur ce point est présentée en annexe.

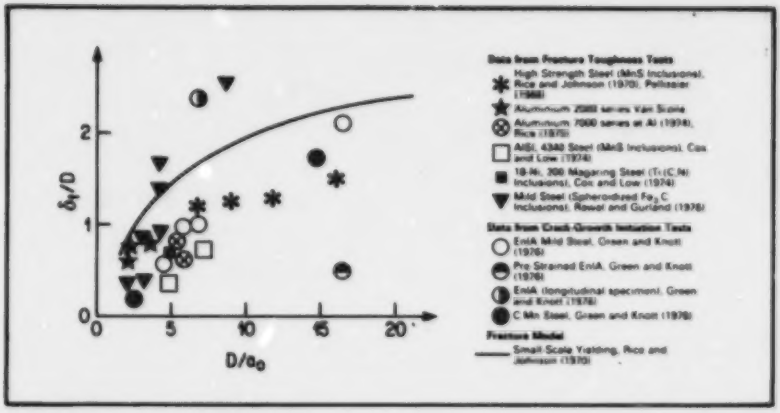


Figure 18
Ouverture à fond de fissure δ_t, tracée au début de l'accroissement en fonction de l'espace des particules D($D = X_c$) et leur diamètre a_o ($a_o = 2R_c$) (réf. 42). La courbe est prévue par le modèle de Rice et de Johnson [41] et les données expérimentales proviennent de matériaux variés, dont les références sont montrées dans la légende.

Résumé

De gros progrès ont été réalisés au cours de la dernière décennie pour caractériser la rupture élastoplastique et pour relier les paramètres de ténacité correspondants, à la microstructure. Les méthodes expérimentales pour la détermination de J_{ic} et δ_c sont sur le point d'être normalisées et les données expérimentales sur les effets de taille et les limites des différentes méthodes expérimentales sont accumulées. Néanmoins, bien que les conditions pour le début de l'avancée d'une fissure soient relativement bien comprises, la mécanique d'avancée de la fissure par micro-mécanique ductile ne commence que maintenant à être étudiée. Les critères d'instabilité ont particulièrement besoin d'être développés. Nous insistons sur le fait que l'initiation d'une fissure ductile n'est pas synonyme d'avancée catastrophique d'une fissure causée par le relâchement d'énergie de déformation élastique.

Un problème qui reste posé est peut-être une meilleure définition des conditions dans lesquelles des changements peuvent se produire dans le mode de rupture. Parmi ces conditions, nous avons: le champ de contrainte en tête de fissure, la température, et le taux de déformation locale. Un changement dans le mode de rupture, de ductile à clivage, pourrait avoir des conséquences désastreuses. L'extrapolation des résultats d'échantillons expérimentaux à petite échelle (qui

peuvent se déformer par plasticité généralisée) à des structures plus importantes (dans lesquelles une déformation plastique à petite échelle se produit) ne peut être réalisée que si la contrainte dans de petits échantillons entraîne le même mode de rupture dans la zone d'élaboration en tête de la fissure — un soin particulier doit être apporté quand il s'agit de températures proches de la température de transition où le mode de rupture opérant est sensible au taux de déformation et à la contrainte (23).

Le rôle important joué par les inclusions dans l'initiation de la rupture ductile fut bien démontré. Malgré tout il reste beaucoup de travail à effectuer en métallographie quantitative pour caractériser la distribution des inclusions, notamment par des moyennes planaires et volumiques de leur espacement, et pour les relier à ces modes de rupture.

Appendice A

Espacement entre les inclusions

La discussion se limitera au calcul de paramètres pour les inclusions de sulfure dans un acier — des principes identiques, bien sûr s'appliquent directement à d'autres systèmes.

Estimation d'une fraction volumique d'inclusion d'après la composition

Le pourcentage de poids MnS est donné par:

$$\%\ \text{pds (MnS)} = \frac{f(\text{MnS}) \cdot \rho(\text{MnS})}{[1 - f(\text{MnS})] \cdot \rho(\text{Fe}) + f(\text{MnS}) \cdot \rho(\text{MnS})} \times 100\%$$

où f est la fraction volumique et ρ est la densité.

Celui du sulfure est donné par:

$$\%\ \text{pds (S)} = \%\ \text{pds (MnS)} \times \frac{A(\text{S})}{A(\text{Mn}) + (A(\text{S})}$$

où A est le poids atomique. Donc, avec $\rho(\text{MnS}) = 3.99\ \text{g/cm}^3$, $\rho(\text{Fe}) = 7.8\ \text{g/cm}^3$, A(S) = 32, A(Mn) = 55 et supposant $f(\text{MnS}) \ll 1$, nous avons:

$$f\ (\text{MnS}) = 5.31\%\ \text{pds (S)} \qquad \textbf{(A1)}$$

Estimation de la taille des particules d'après des coupes (planes)

Supposant que les particules sont des sphères distribués au hasard, de rayon approximativement semblable Ro, le rayon moyen R des cercles formés par leur intersection avec un plan quelconque est:

$$\bar{R} = \int_{h=0}^{R_o} R\,dh / \int_{h=0}^{R_o} dh$$

où: $R = \sqrt{R_o^2 - h^2}$

donc: $\bar{R} = (\pi/4)\,Ro$ **(A2)**

De la même manière, la surface moyenne des cercles est:

$$\bar{A} = \int_{h=0}^{R_o} \pi R^2 dh / \int_{h=0}^{R_o} dh \qquad \textbf{(A3)}$$

c'est-à-dire: $\bar{A} = (2\pi/3)\,R_o^2$

Estimation de l'espacement interparticules

Une mesure raisonnable de la distance centre à centre de cercles dans une section quelconque est définie par D(2d) et peut être obtenue à partir de:

$$f(MnS) = \frac{\bar{A}}{\pi[(D(2d)/2)]^2}$$

parce que cette fraction de surface est identique à la fraction volumique.

Ainsi,

$$D(2d) = 1.63 \cdot \frac{R_o}{[f(MnS)]^{1/2}} \qquad \textbf{(A4)}$$

De même, à trois dimensions, nous avons:

$$f(MnS) = \frac{(4/3)\pi R_o^3}{(4/3)\pi[D(3d)/2]^3} \qquad \textbf{(A5)}$$

$$\text{donc } D(3d) = \frac{2R_o}{[f(MnS)]^{1/3}}$$

Des estimés plus sophistiqués de ces distances peuvent être faits (voir par ex. Ashby et Ebeling [43]) mais ils changent légèrement, les constantes numériques des équations (A4) et (A5). Les valeurs typiques pour les aciers utilisés comme illustration des figures 14 et 16

sont données dans la table A1. Le diamètre des cavités semble être correllé plutôt bien avec les espaces volumiques.

Matériau	% pds	f(MnS) %	R_o (μ)	D(2d) (μ)	D(3d) (μ)
Acier de pipeline (fig. 14)	0,009	0,048	0,46*	34,2	11,8
Acier C/Mn (fig. 15)	0,02	0,106	1 †	50	20

Tableau 1
exemple de paramètres d'inclusion pour les sulfures dans les aciers

* estimé par zone unitaire, mesuré avec un analyseur d'images.
N_s = f(MnS)/Ā avec Ā provenant de l'éq. A3

† estimé d'après de plus grandes inclusions dans une fractographie MEB.

Bibliographie

[1] White, D.W.G. and Boyd, J.D. A new family of steels for the north. Eng. Jour. 61, 32 (1978).

[2] ASTM Standard E 399, «Standard Method of Test for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials». First published May 1968.

[3] Knott, J.F. Fundamentals of Fracture Mechanics, Halsted (1973).

[4] Broek, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Noordhoff International (1974).

[5] Hertzberg, R.W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. Wiley, NY (1976).

[6] Rolfe, S.T. and Barsom, J.M. Fracture and Fatigue Control in Structures. Prentice-Hall (1977).

[7] Hahn, G.T., Kanninen, M.F. and Rosenfield, A.R. Fracture toughness of materials. Ann. Rev. Mat. Sci. 2, 381 (1972).

[8] Rice, J.R. Elastic-Plastic Fracture Mechanics, in The Mechanics of Fracture, AMD 19, (1976), ASME, NY, p. 23.

[9] Paris, P.C. Fracture mechanics in the elastic-plastic regime, in Flaw Growth and Fracture, ASTM STP 631, Amer. Soc. for Testing and Materials, (1977), p. 3.

[10] Schwalbe, K.-H. Influence of microstructure on crack propagation mechanisms and fracture toughness of metallic materials. Eng. Frac. Mech. 9, 795 (1977).

[11] Tyson, W.R. and Trudeau, L.P. Fracture mechanics concepts. Can. Met. Quart. (1980) (in press).

[12] Trudeau, L.P. Dynamic toughness — its relevance and measurement. PMRL research report R275, EMR (Oct. 1974).

[13] Vosikovsky, O. Strain fields of cracks under tension including thickness effects. Part I. Experimental results. Int. J. Fracture 10, 141 (1974).

[14] Tyson, W.R. and Alfred, L.C.R. Crack propagation on an atomic scale. In Corrosion Fatigue NACE-2, NACE, Houston, p. 281 (1972).

[15] Tipper, C.F. The fracture of metals. Metallurgia 39, 133 (1949).

[16] Rice, J.R. Mathematical analysis in the mechanics of fracture, in Fracture, vol. II, H. Liebowitz (ed.), Academic Press, NY, 1968, p. 191.

[17] Rice, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. J. Appl. Mech. (Trans. ASME ser. E) 35, 379 (1968).

[18] Eshelby, J.D. The continuum theory of lattice defects. Solid State Physics, vol. 3, Academic Press, NY (1956), p. 79.

[19] McMeeking, R.M. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. J. Mech. Phys. Solids 25, 357 (1977).

[20] Shih, C.F., de Lorenzi, H.G. and Andrews, W.R. Studies on crack initiation and stable crack growth in Elastic Plastic Fracture, ASTM STP 668, Amer. Soc. for Testing and Materials (1979), p. 65.

[21] Rice, J.R. and Sorensen, E.P. Continuing crack tip deformation and fracture for plane strain crack growth in elastic-plastic solids. J. Mech. Phys. Solids 26, 163 (1978).

[22] Paris, P.C., Tada, H., Zahoor, A. and Ernst, H. The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth, in Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, Amer. Soc. for Testing and Materials (1979), p. 5.

[23] Dawes, M.G. Elastic-plastic fracture toughness based on the COD and J-contour integral concepts, in Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, Amer. Soc. for Testing and Materials (1979), p. 307.

[24] Milne, I. and Chell, G.G. Effect of size on the J fracture criterion, in Elastic-Plastic Fracture, STP 668, Amer. Soc. for Testing and Materials (1979), p. 358.

[25] Begley, J.A. and Landes, J.D. The J integral as a fracture criterion, in Fracture toughness, STP 514, Amer. Soc. for Testing and Materials (1972), p. 1.

[26] Clarke, G.A., Andrews, W.R., Begley, J.A., Donald, J.K., Embley, G.T., Landes, J.D., McCabe, D.E. and Underwood, J.H. A procedure for the determination of ductile fracture toughness values using J integral techniques. J. of Testing and Eval. 7, 49 (1979).

[27] Srawley, J.E. On the relation of J_i to work done per unit uncracked area: «total», or component «due to crack». Int. J. of Fracture 12, 470 (1976).

[28] Landes, J.D. and Begley, J.A. Recent developments in J_{Ic} testing, in Developments in Fracture Mechanics Test Methods and Standardization, STP 632, Amer. Soc. for Testing and Materials (1977), p. 57.

[29] Nguyen-Duy, P. and Phélippeau, G. Determination of the fracture-energy criterion J_{Ic} of two steels by static and dynamic testing. J. Testing and Eval. 7, 310 (1979).

[30] Lereim, J. and Embury, J.D. A simple method for the determination of J-integral values. Eng. Frac. Mech. 11, 161 (1979).

[31] Clarke, G.A., Andrews, W.R., Paris, P.C. and Schmidt, D.W. Single specimen tests for J_{Ic} determination, in «Mechanics of Crack Growth», STP 590, Amer. Soc. for Testing and Materials (1976), p. 27.

[32] de Castro, P.M.S.T., Radon, J.C. and Culver, L.E. J-resistance curve and ductile tearing of a mild steel. Int. J. Fatigue 1, 153 (1979).

[33] Gandhi, C. and Ashby, M.F. Fracture-mechanism maps for materials which cleave: F.C.C., B.C.C. and H.C.P. metals and ceramics. Acta Met. 27, 1565 (1979).

[34] Ashby, M.F. Progress in the development of fracture-mechanism maps in Fracture 1977, Proc. 4th Int. Conf. on Fracture, D.M.R. Taplin (ed.), vol. 1, p. 1 (1977).

[35] Puttick, K.E. Ductile fracture in metals. Phil. Mag. 4, 964 (1959).

[36] Brown, L.M. and Embury, J.D. The initiation and growth of voids at second phase particles, in Proc. 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Inst. of Metals, London (1975).

[37] Rice, J.R. and Tracey, D.M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. J. Mech. Phys. Solids 17, 201 (1969).

[38] Cox, T.B. and Low, J.R. Jr. An investigation of the plastic fracture of AISI 4340 and 18 nickel-200 grade maraging steels. Met. Trans. 5, 1457 (1974).

[39] Cottrell, A.H. An Introduction to Metallurgy. Edward Arnold Ltd., London (1967).

[40] Broek, D. The role of inclusions in ductile fracture and fracture toughness. Eng. Frac. Mech. 5, 55 (1973).

[41] Rice, J.R. and M.A. Johnson. The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture, in Inelastic Behaviour of Solids, M.F. Kanninen, W.F. Adler, A.R. Rosenfield and R.I. Jaffee eds., McGraw-Hill, N.Y. (1970), p. 641.

[42] McMeeking, R.M. Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture initiation. J. Mech. Phys. Solids 25, 357 (1977).

[43] Ashby, M.F. and Ebeling, R. On the determination of the number, size, spacing, and volume fraction of spherical second-phase particles from extraction replicas. Trans. AIME 236, 1396 (1966).

Chapitre 4

Résistance à la rupture – Courbe R

C. Bathias

1 – Introduction

Nous avons vu dans le premier chapitre que la mécanique linéaire de la rupture permet de prédire avec beaucoup de précision, les conditions critiques d'instabilité d'un élément de structure fissuré, suffisamment épais pour être en état prédominant de déformation plane. Dans ces conditions, la fissure initiale garde une longueur constante au cours du changement jusqu'à ce que la valeur critique K_{IC} du facteur d'intensité de contrainte soit atteinte. Ce critère est également utilisé pour caractériser les matériaux ou pour définir une dimension critique de défaut dans les opérations de contrôle.

Mais, dans d'autres situations pour lesquelles l'état de contrainte plane prévaut, le critère K_{IC} n'est plus applicable, ni en métallurgie, ni en conception, pas plus qu'en contrôle. Pour les plaques minces dont l'épaisseur est de l'ordre du millimètre, le fond de fissure est encadré par une importante zone plastifiée qui oppose une résistance à la propagation de la fissure.

En état de contraintes planes, on observe que la fissure se propage au cours du chargement, d'abord, de façon stable, par déchirure ductile, avant que l'instabilité ne soit atteinte. L'accroissement de la longueur de la fissure par déchirure stable peut atteindre plusieurs millimètres voire plusieurs centimètres, d'où l'importance du phénomène. Il convient de souligner que dans l'état de contraintes planes le critère d'instabilité K critique dépend fortement de l'épaisseur (fig. 1).

Pour prévoir la rupture des plaques minces fissurées, on est donc amené à déterminer à la fois la déchirure stable et le critère d'instabilité. C'est le concept de courbe de résistance à la rupture, courbe R, qui est actuellement utilisé pour relier l'accroissement de la fissure Δa au facteur d'intensité de contrainte ou d'une façon générale au chargement appliqué.

Dans ce qui suit, nous développons le contenu de l'idée, la validité de ce type de loi de comportement et des indications pour savoir comment appliquer la courbe R pour prévoir la déchirure ductile.

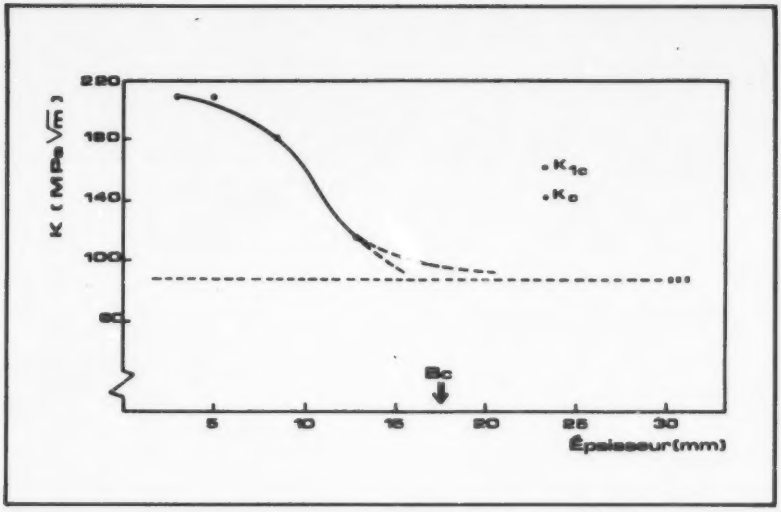


Figure 1
Variation de K_c avec l'épaisseur de l'éprouvette (d'après [3]).

2–Concept de la courbe R

La mécanique linéaire élastique de la rupture (cf chapitre 1) donne le tenseur des contraintes au voisinage d'une fissure. Les contraintes σ_{ij} en tout point de coordonnées polaires (r, θ) définies par rapport à la pointe de la fissure sont exprimées par la relation suivante:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{2\pi \cdot \sqrt{r}} f_{ij}(\theta)$$

avec $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ (dans le cas d'une plaque infinie)

2.1 Critère de Griffith

Rappelons que le critère de rupture de Griffith indique qu'une fissure se propage lorsque la variation de l'énergie impliquée dans un accroissement da de la longueur de fissure est compensée par le système composé du corps fissuré et des forces extérieures.

Dans un corps fissuré chargé dans des conditions élastiques, il existe une relation linéaire entre P, la charge, et le déplacement relatif

V des points d'application de cette charge (relation de compliance).

Si on appelle W l'énergie dissipée au cours de la propagation de la fissure, U l'énergie élastique emmagasinée par le système et F le travail des forces extérieures appliquées au corps fissuré, on définit une force R de résistance à la fissuration par: $dW = Rda$.

Lorsque la fissure croît de a à a + da:
$d(F - U) = dW = Rda$

On pose par définition:

$$G = \frac{d(F - U)}{da}$$

où G est égal à la force d'extension de la fissure et R à la résistance de l'accroissement de fissure. R et G sont homogènes à une énergie par unité de surface ou à une force par unité de largeur de fissure.

Avec ces notations, la condition de non-propagation est: $G \leqslant R$.

2.2 Hypothèse d'Irwin

La force d'extension de fissure est une fonction croissante de a, à contrainte donnée, car, en contraintes planes:

$G = K_I^2/E$ et $K_I = \alpha \cdot \sigma \sqrt{\pi \cdot a}$

Irwin a défini une courbe R fonction de l'accroissement da qui donne les conditions de stabilité de la fissure en contraintes planes (fig. 2).

On observe que R est une fonction croissante de l'accroissement Δa de longueur de fissure, qui part de 0 pour une croissance de fissure nulle. Broek explique l'allure parabolique de cette courbe par l'existence d'une zone plastique à fond de fissure qui concentre une énergie de résistance devant laquelle l'énergie nécessaire à provoquer les micro-ruptures à fond de fissure est bien plus faible.

La figure 2 illustre la croissance stable de la fissure dans le cas idéal d'une plaque de dimensions infinies contenant une fissure de longueur 2a, soumise à deux types de chargement. Au point A, le système éprouvette-forces extérieures n'est pas stable ($G > R$), mais si l'on maintient la charge constante, l'éprouvette se fissure suivant le trajet A→B, au bout duquel G sera égal à R; le système sera alors parfaitement stable. En revanche, au point D, le chargement de la plaque conduit à la rupture instable parce que G devient supérieur à R. Le critère d'instabilité est décrit par:

$$G = R$$
$$\text{et } \frac{\delta G}{\delta a} = \frac{\delta R}{\delta a} \text{ à } \sigma \text{ constant}$$

2.3 Hypothèse de Krafft

Krafft fait l'hypothèse qu'il n'existe qu'une courbe R pour décrire la résistance à la fissuration d'un matériau donné, à une épaisseur donnée. Cette courbe n'est fonction, ni du mode de sollicitation, ni de l'éprouvette, ni de la longueur initiale de fissure.

La figure 3 illustre cette hypothèse. Si la courbe R n'est pas fonction de la longueur initiale de fissure, la valeur G_C est, elle, fonction de a_o. L'instabilité dépend comme déjà dit, de la longueur initiale de la fissure.

2.4 Hypothèse de Rice

Ici intervient une hypothèse fondamentale qui conditionne la méthodologie des courbes R. Rice, comme McClintock, admet que R = fct (Q, a) fournit une estimation raisonnable de l'étendue de la zone plastifiée en avant d'une fissure qui croît (10). En effet, en contraintes planes, l'énergie dissipée lors de la déchirure à fond de fissure est bien plus faible que l'énergie de déformation plastique concentrée dans la zone plastifiée à fond de fissure (2).

C'est là que réside, au plan théorique, la principale difficulté. La description de l'évolution de l'étendue de la zone plastique est mal connue, faute de méthodes de calcul ou expérimentales capables de décrire l'évolution de cette zone lors de la déchirure lente du matériau.

2.5 Application pratique

Pratiquement, les courbes R permettent de déterminer l'instabilité de structures complexes. La figure 4 donne en exemple, le cas d'un panneau plan renforcé par des raidisseurs dont on connaît le facteur d'intensité de contrainte en tête d'une fissure perpendiculaire au raidisseur. Pour déterminer l'instabilité de ce panneau, il suffit de reporter le réseau des courbes qui décrivent K en fonction de la longueur de fissure et de la géométrie de la structure, à charge constante, sur le graphe de la courbe R. L'instabilité du panneau fissuré sera donnée par le calcul K = f(a) tangente à la courbe R. On obtient ainsi directement la charge à rupture.

Cette méthode permet de répondre aux préoccupations du bureau d'étude.

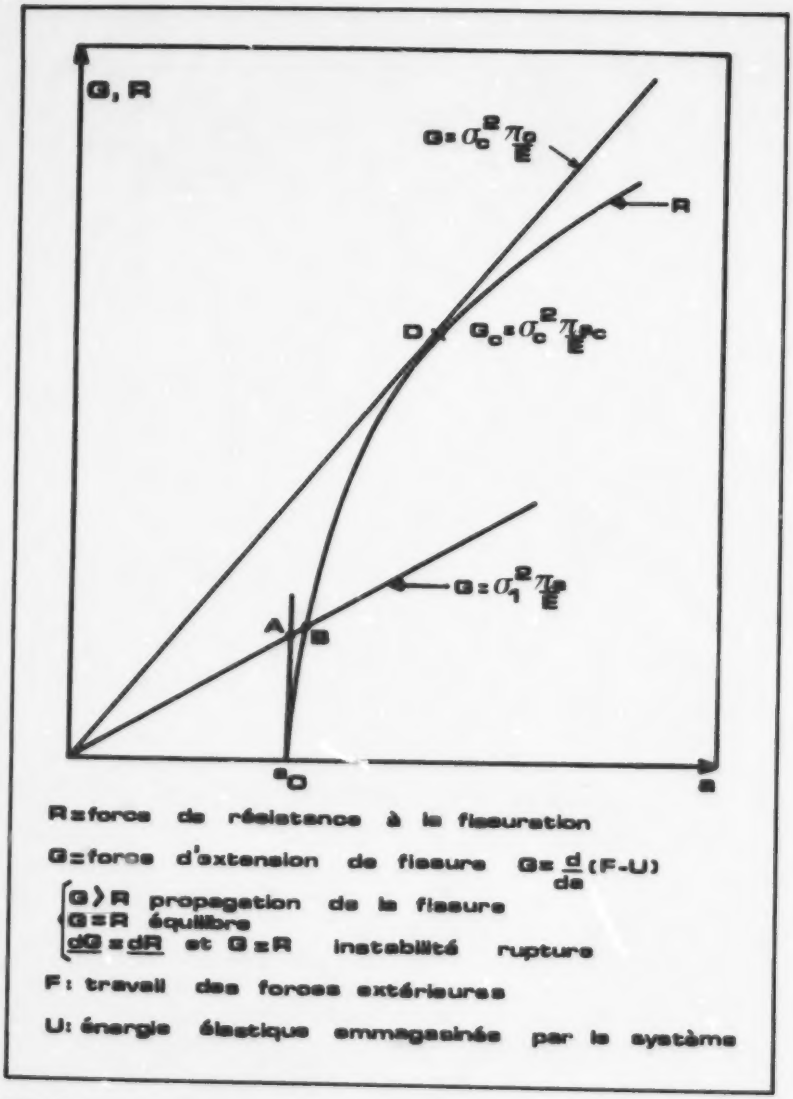


Figure 2
Définition de courbe R d'après Irwin.

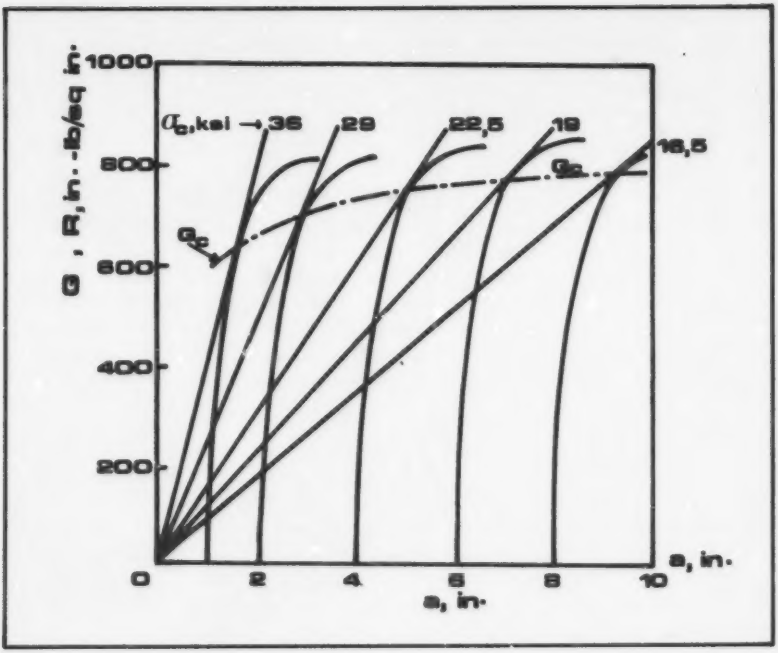


Figure 3
Influence de la longueur initiale de la fissure sur la valeur critique G_c de G [12].

3–Procédure de détermination des courbes R

3.1 Principe des essais

Les courbes R peuvent être déterminées expérimentalement, par deux méthodes qui correspondent aux deux sollicitations possibles: mise en charge par déplacement contrôlé ou bien par charge contrôlée. Les deux méthodes expérimentales sont illustrées par les figures 5 et 6.

3.1.1 Déplacement imposé (fig. 5)

Supposons que l'ensemble éprouvette-machine de traction soit en équilibre au point A (R = G). Lorsqu'on augmente légèrement le déplacement, il s'ensuit une augmentation de charge suivant le trajet

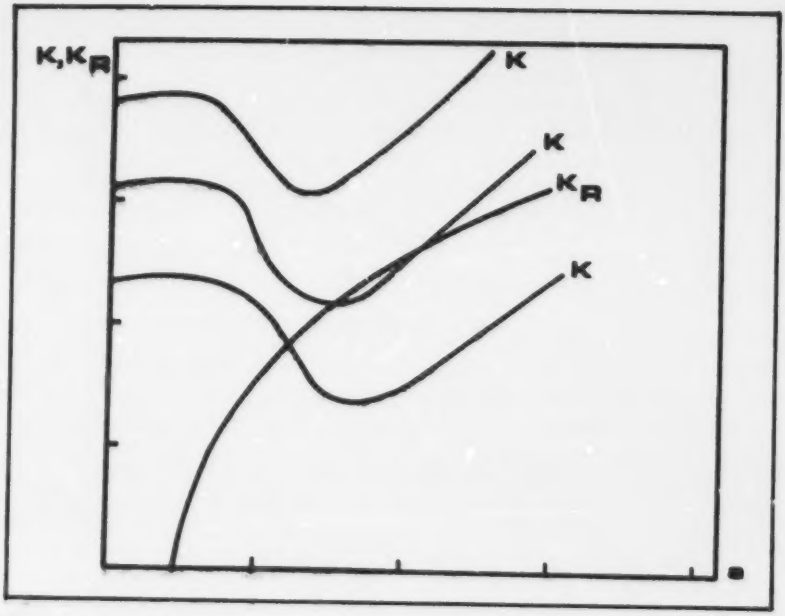


Figure 4
Famille de courbes K à charge P constante relative à une structure renforcée utilisée en aéronautique (d'après [16]).

A B. L'écartement est alors maintenu constant selon un palier, l'éprouvette se fissurant suivant B C. Au point C, l'ensemble est à nouveau stable. La courbe R est constituée par l'ensemble des points obtenu à stabilité de la fissure (R = G), pour une succession de paliers à déplacement donné dont la durée est fixée par l'arrêt de la déchirure ductile. L'intérêt de la méthode réside dans le fait que les courbes K ne sont jamais tangentes à la courbe R et qu'en principe, les conditions d'instabilité (dR/da = dG/da) ne sont jamais remplies.

3.1.2 Charge imposée (fig. 6)

Le principe de cette seconde méthode est similaire, mais au point K_C, l'instabilité de l'ensemble provoque la rupture brutale de l'éprouvette; la détermination de la partie supérieure de la courbe R est impossible en charge imposée.

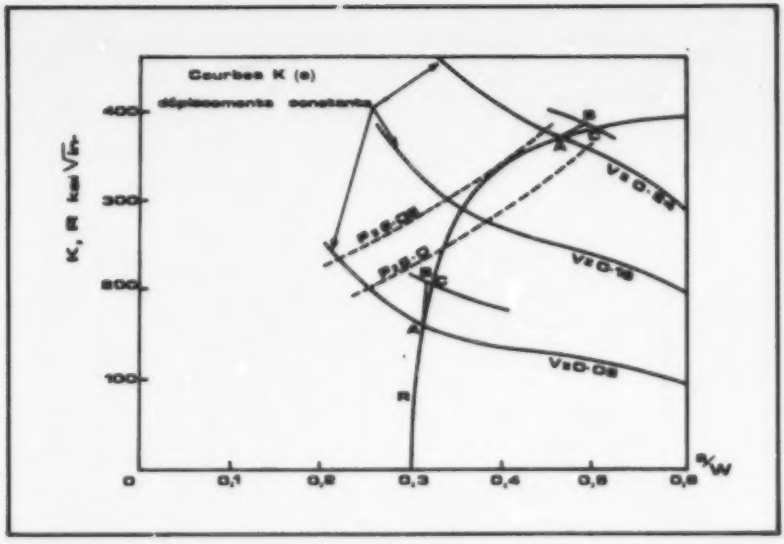


Figure 5
Détermination de la courbe R par la méthode des déplacements constants.

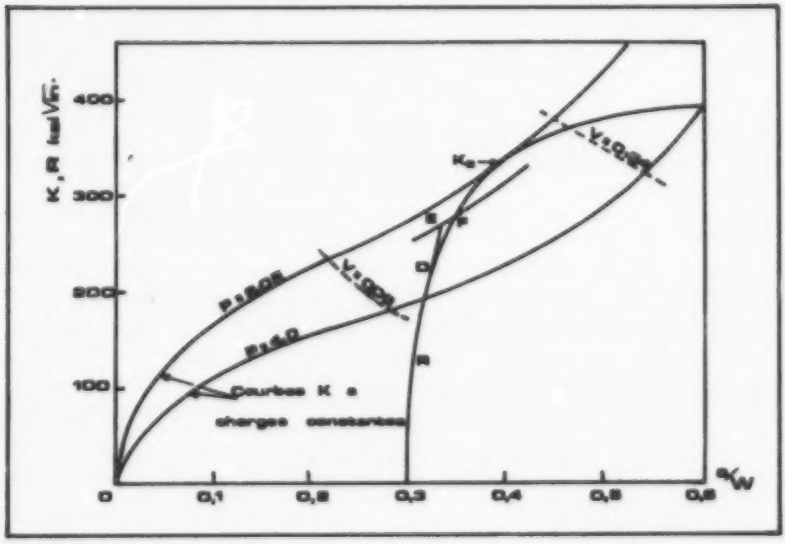


Figure 6
Détermination de la courbe R par la méthode des charges constantes.

3.2 Mise en oeuvre des essais

3.2.1 Mesures

La manipulation doit être conduite de façon à déterminer deux grandeurs: le facteur d'intensité de contrainte K_R et la longueur effective de fissure a_{eff} corrigée de la déformation plastique. Afin de mesurer ces deux grandeurs au cours de l'essai, on enregistre:

- soit la charge et la longueur de fissure (1)
- soit le déplacement et la longueur de fissure (2)
- soit la charge et le déplacement (3)
- soit deux déplacements (4)

Toutes ces combinaisons sont utilisées par les expérimentateurs, leur choix étant lié au type d'éprouvette, à la machine ou au mode de sollicitation utilisés. Chaque combinaison permet la sortie des résultats cohérents et à peu près semblables. Cependant, un élément permet de les distinguer: il s'agit du mode de détermination de la longueur effective de fissure.

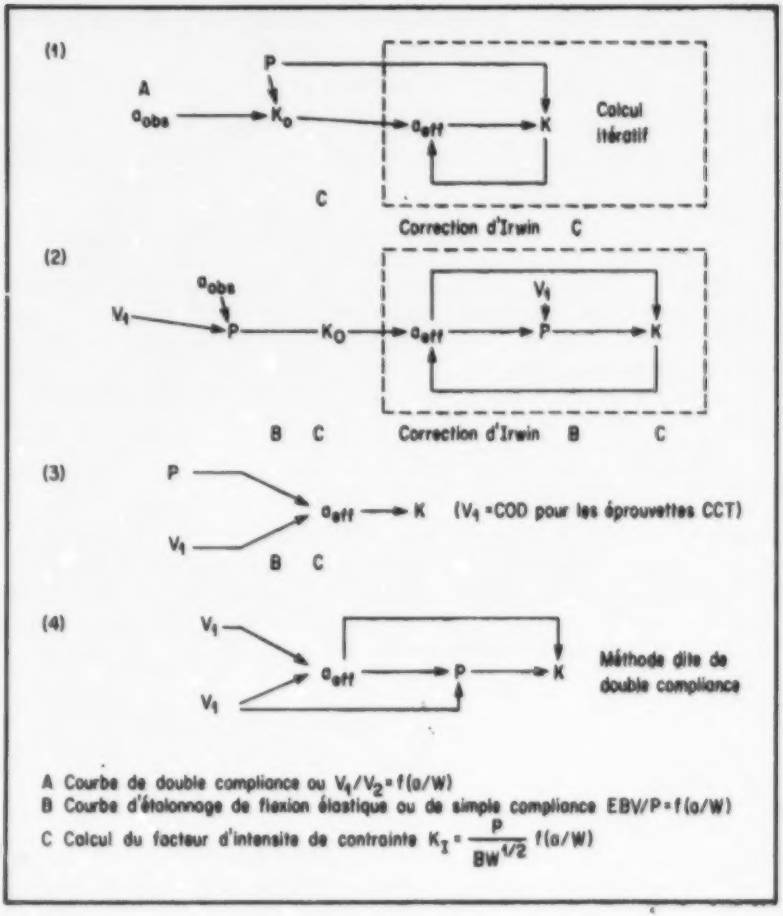
Alors que les combinaisons (1) et (2) font intervenir la correction de zone plastique d'Irwin, (3) et (4):

$$a_{eff} = a_0 + \Delta a_{observe} + \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K}{R_e}\right)^2$$

donnent un a effectif qui correspondrait, dans des conditions purement élastiques, à la fissure réelle. Les deux solutions sont tout à fait différentes dans leur principe mais donnent des résultats à peu près équivalents lorsque la plastification est confinée.

3.2.2 Procédures de calcul

Les procédures de calcul sont décrites par les quatre schémas suivants pour les quatre combinaisons évoquées ci-dessus. Les repères A, B, C, désignent les étalonnages qui permettent de déterminer les grandeurs figurant juste au-dessus.



4–Normalisation de la détermination des courbes R

Le concept théorique est bien défini, on connaît certains exemples d'utilisation pratique qui témoignent de la justesse des prévisions. Toutefois, le développement de ce concept sur le plan pratique est resté limité, en partie, parce que les méthodes expérimentales pour la détermination des courbes R ne sont pas établies de façon complètement satisfaisante.

Pour pallier cet inconvénient, l'ASTM a proposé (1974) un projet de norme [1] sur les bases duquel les expérimentateurs ont continué leurs essais. Nous n'allons pas résumer ce projet mais passer en revue les points essentiels de cette recommandation à laquelle nous attachons deux qualités:

- Délimiter le domaine d'expérimentation afin qu'aucun résultat aberrant ne contredise les hypothèses de Krafft
- Déterminer précisément les méthodes d'expérimentation et de calcul.

4.1 Domaine de validité

Depuis leur émission, les recommandations ASTM ont été mises à l'épreuve un grand nombre de fois. Les courbes R obtenues se sont révélées indépendantes (hypothèses de Krafft) des paramètres suivants:

de l'éprouvette
des résultats trouvés à partir des éprouvettes CLWL et CCT se révèlent à peu près identiques à l'intérieur du domaine de validité de la méthode ASTM [6] (figure 7).

du mode de sollicitation
la figure 8 représente une courbe R obtenue par Heyer et McCabe [5] avec une éprouvette CLWL mise en charge par deux méthodes différentes:

— à charge imposée

— à déplacement imposé dans des conditions fixées par l'ASTM. Malgré la différence du mode de chargement, les résultats expérimentaux obtenus se placent sur une courbe unique (figure 8).

Rappelons que seule la méthode de déplacement imposé permet d'obtenir la courbe complète.

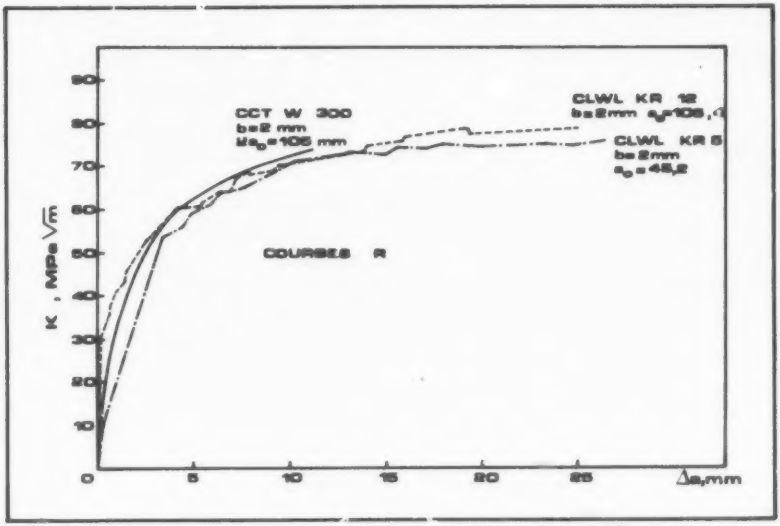


Figure 7
Influence du type d'éprouvette sur la courbe R (2214 T 6)

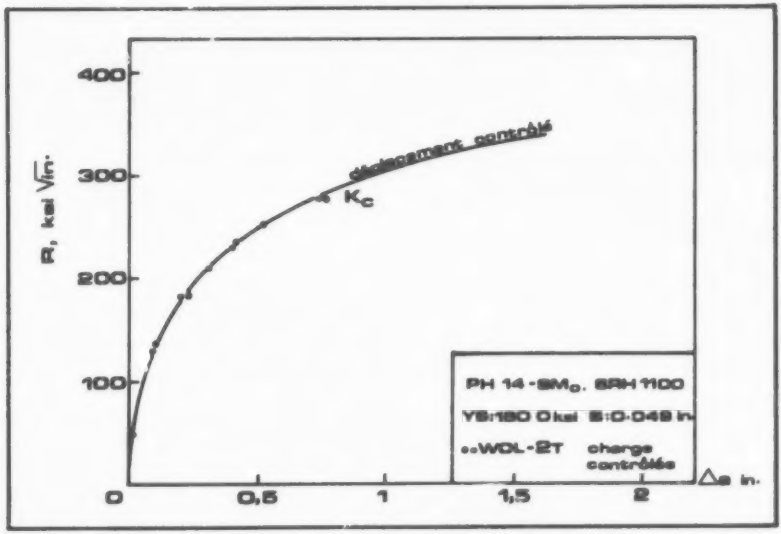


Figure 8
Comparaison de courbes R obtenues par des méthodes de mise en charge differentes

de la longueur initiale de fissure
se basant sur les travaux de Heyer l'ASTM a recommandé une longueur initiale de fissure comprise entre 0,35 W et 0,45 W pour l'emploi des éprouvettes CTS (H/W = 0,6). Quant aux éprouvettes CCT les limites précisées sont les mêmes. Wang et McCabe [5] ont expérimenté sur des éprouvettes CCT ayant des rapports a_o/W différents et ont constaté que pour 0,10 ou 0,17 et 0,20 le K_C obtenu était supérieur au facteur d'intensité de contrainte correspondant à une plastification totale dans le ligament, ce qui invalide les résultats (fig. 9).

de la taille de l'éprouvette
l'ASTM donne comme principe général: «les éprouvettes doivent être essentiellement en régime élastique pour toutes les valeurs de contraintes créées de sorte que l'analyse de K_I soit valable».

Le tableau I donne une série d'exemples pour des éprouvettes du type CLWL d'après la référence [6], pour lesquelles la largeur W doit vérifier la relation suivante:

$$W - a \geq \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K^2 max}{Re^2}$$

Alliage	Largeur de l'éprouvette (mm)	Kr à la fin de l'essai MPa$\sqrt{m}$	(W – a) recommandée (mm)	(W – a) à la fin de l'essai (mm)
7475 T 761	356	160	142	130*
	356	171	142	140*
7475 T 761	210	152	142	112*
2024 T 3	356	149	447	162*
	356	154,5	447	152*
	210	119	447	112*
	210	118	447	108*
7079 T 6	356	87,5	43	149
	210	88,5	43	92,7
7075 T 6	356	66	28	208
	210	71,5	28	108

Tableau 1
Éprouvette CLWL [6].

* L'essai a été arrêté lorsque la jauge atteignait la limite élastique.

Il convient de noter que si pour des rapports $K_{max}/Re<0.5$ la recommandation ASTM est valable, elle sous-estime la largeur du ligament (W – a) pour des rapports plus grands (cas des matériaux très tenaces).

Avec l'éprouvette CCT, il convient de s'assurer que la contrainte dans la section restante soit inférieure à la limite élastique. Des résultats de Wang et McCabe [5] sont portés au tableau II. On observe que pour des rapports $K_{max}/Re<0.5$ la largeur recommandée est satisfaisante tandis que pour un rapport égal à 0,6 la dimension proposée par la forme ASTM est trop faible [6].

Alliage	K_{max}(MPa$\sqrt{m}$)	Re(MPa)	Taille recommandée par l'ASTM (mm)	Taille nécessaire pour l'essai (2a/W = 0,3) (mm)
2024 T 3	176	297	1220	1345
7475 T 761	148,5	445	508	445
	145	468	508	382

Tableau 2
Éprouvettes CCT — comparaison entre les tailles d'éprouvettes recommandées et nécessaires [6].

4.2 Précision des méthodes de calcul

Toutes les publications sont en accord pour montrer que la correction de zone plastique d'Irwin surestime la longueur effective, surtout pour des matériaux à ténacité élevée par rapport à leur limite d'élasticité (fig. 10).

4.3 Mise en oeuvre expérimentale

La recommandation ASTM a surtout été élaborée dans le but de respecter les hypothèses fondamentales et de produire des résultats cohérents entre eux, mais le point de vue pratique a été sous-estimé:

— ainsi la méthode expérimentale avec coin (déplacement constant) n'est-elle pas d'usage aisé. Des problèmes de grippage apparaissent au niveau des jeux de cales [3]. L'IRSID a résolu ce problème grâce à la conception d'une machine simple et pratique pour les essais à déplacement constant.

— les méthodes faisant intervenir la correction d'Irwin entraînent un calcul itératif qui alourdit la mise en oeuvre pour ne donner qu'un résultat approximatif.

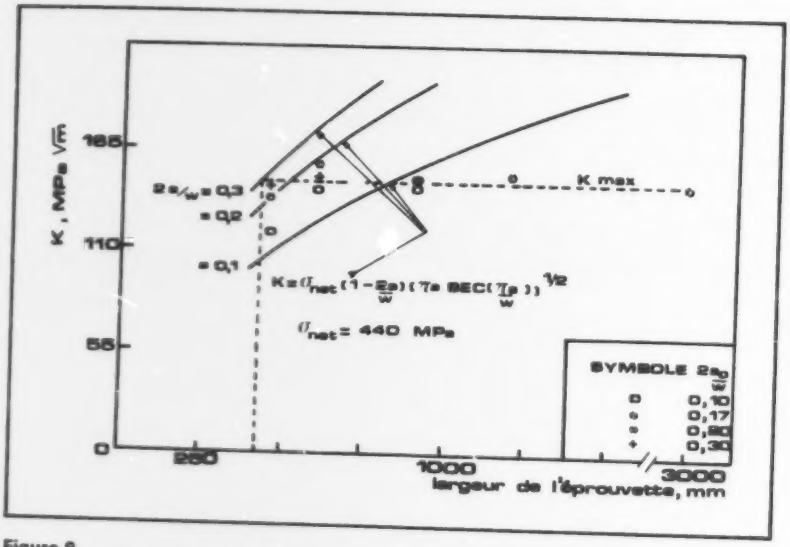


Figure 9
Comparaison, pour le 7475 T 761 entre le K_C et les courbes K lorsque la fibre intacte atteint, σys.

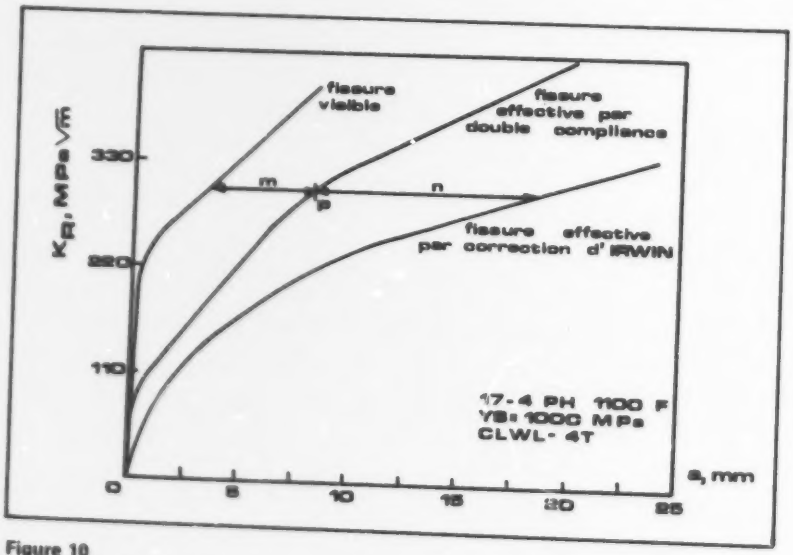


Figure 10
Influence de la correction de plasticité sur la détermination de longueur de fissure [2].

— l'étalonnage des courbes de flexion élastique pour des éprouvettes entaillées (SS et CLQL) n'est pas clairement défini [5].

— enfin, il arrive souvent que la véritable histoire de la propagation d'une fissure peut être non continue dans sa partie finale [6], (fig. 11).

Pour obtenir cette portion finale de courbe R, l'ASTM propose de faire un essai à charge imposée en suivant la fissure par caméra. Cependant, le dépouillement de ces données est difficile et de plus, il fait intervenir la correction d'Irwin; il serait plus aisé d'utiliser la double compliance en enregistrant les signaux V_1 et V_2 sur un oscilloscope.

4.4 Remarque pour les alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium ayant un rapport K_C/Re plus grand que les aciers, les éprouvettes nécessaires deviennent très importantes en dimensions. Nous avons vu précédemment que pour tracer la courbe R de l'alliage 2024 T 3, une éprouvette CCT de 1,3 m de large était nécessaire [6]. Pour éviter leur emploi, il est possible d'utiliser *des éprouvettes de conception plus élaborée* [13], (fig. 12), ou sur les mêmes éprouvettes, de calculer *l'intégrale J* [11] ou de calculer le paramètre K_C à partir d'une *mesure d'écartement à fond de fissure* [5].

5– Exploitation des résultats

5.1 Influence de la longueur initiale de fissure

Après s'être assuré de la constance de la courbe R pour un matériau donné, à une épaisseur donnée, il est intéressant de tracer la courbe R sur un graphique ayant pour ordonnée la contrainte à l'infini. C'est la représentation la plus pratique pour le bureau d'étude.

On sait que K (facteur d'intensité de contrainte) est défini par:

$$K = \frac{P}{B.W^{1/2}} Y$$

Y étant fonction de la géométrie

$$\text{d'où } \frac{K}{Y.W^{1/2}} = \frac{P}{B.W} = \sigma G$$

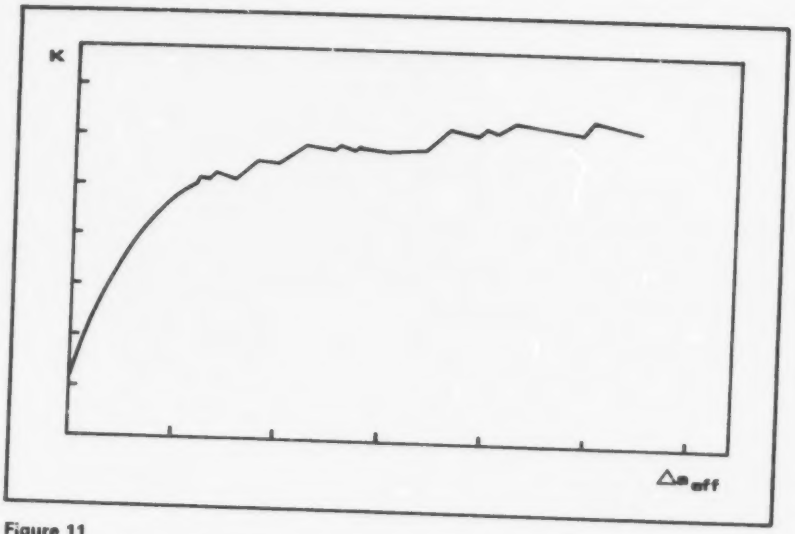


Figure 11
Courbe R expérimentale typique

Les courbes de chargement à charge constante sont représentées par des droites horizontales et le K_C est ainsi déterminé au point où la pente de la courbe s'annule [8].

La figure 13 donne schématiquement les courbes $\sigma G = f(a)$ de matériaux fragiles et tenaces. La région III n'existe que pour les matériaux tenaces. Les courbes pour les différentes longueurs de fissures initiales (a_o), sont regroupées sur le même graphique (fig. 14). Dans cette approche, on détermine finalement le lieu des points σG en fonction de la longueur initiale de fissure, tel que $\sigma_G = K_C/\sqrt{\pi_a}$. La ligne droite tracée en diagonale désigne le lieu des points sur lequel la contrainte dans la section du ligament est égale à la limite d'élasticité (σ_N = Re) [8]. Ainsi, pour les éprouvettes CCT, si le K_C déterminé se trouve à droite de la diagonale, la largeur de l'éprouvette n'est pas suffisante en regard de la taille de la zone plastique.

On peut compléter cette représentation par la courbe joignant tous les points d'initiation de la propagation de la fissure (fig. 15).

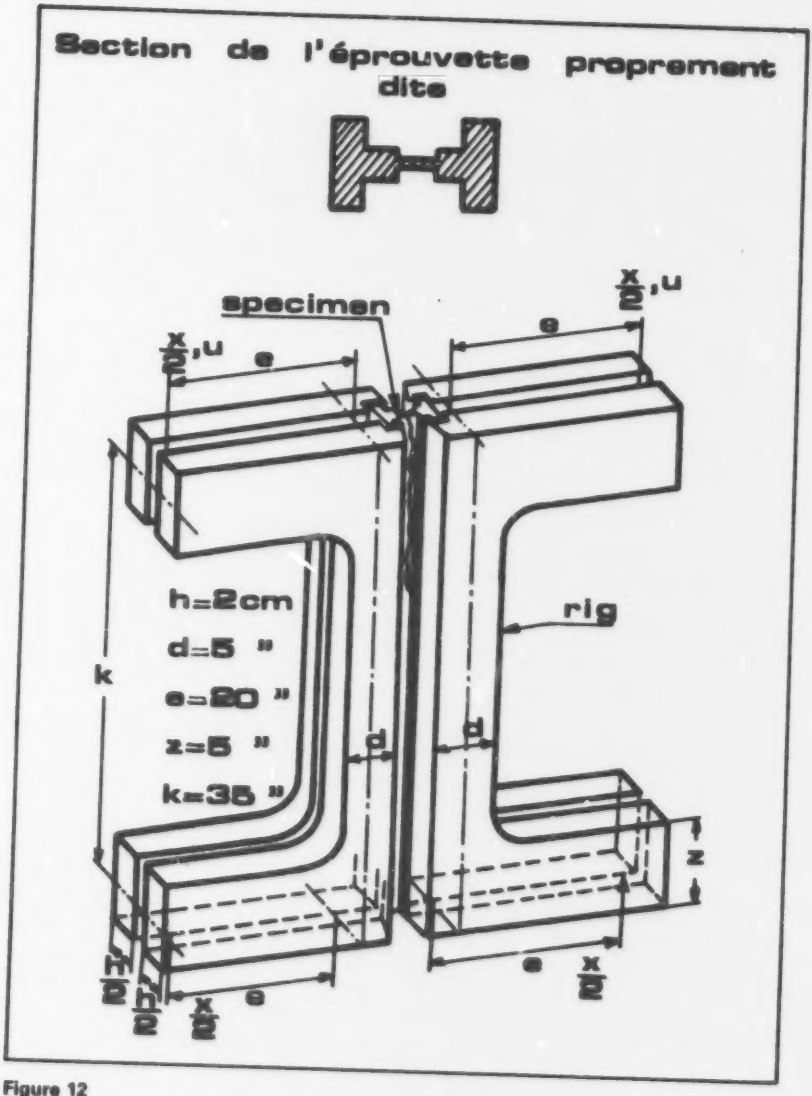


Figure 12
Éprouvette pour grande ténacité. Sa forme permet de limiter la plastification et d'éviter l'emploi de flasques anti-voilage.

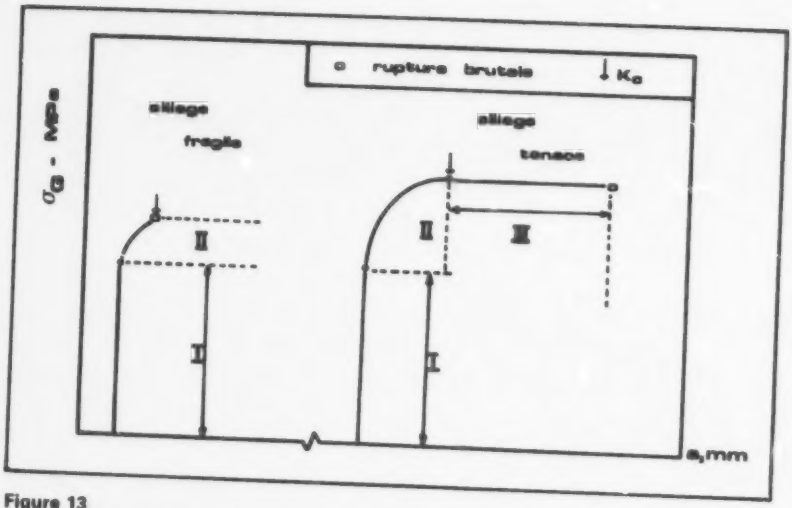


Figure 13
Schéma décrivant les comportements de deux matériaux au moyen des courbes R.
I) Montée de la charge sans fissuration; II) Fissuration sous charge croissante; III) Fissuration en accélération sous charge constante.

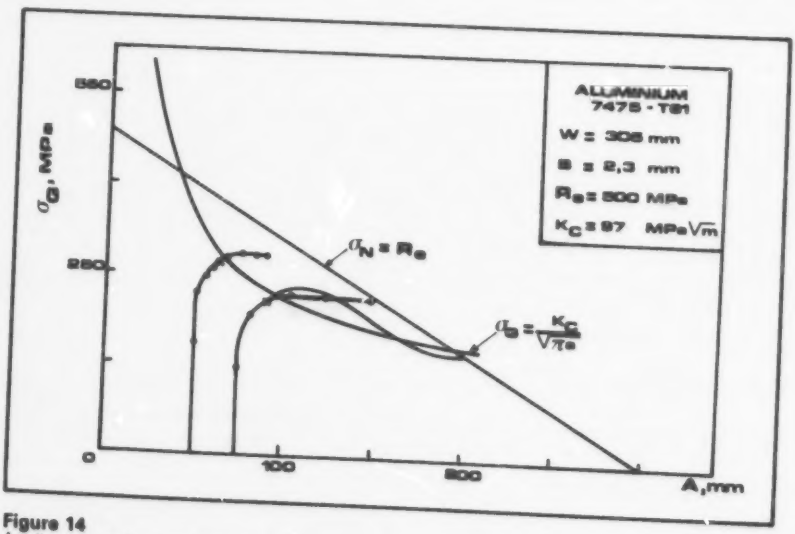


Figure 14
Application de la courbe R pour déterminer la contrainte à rupture σ_G dans l'alliage 7475 [8].

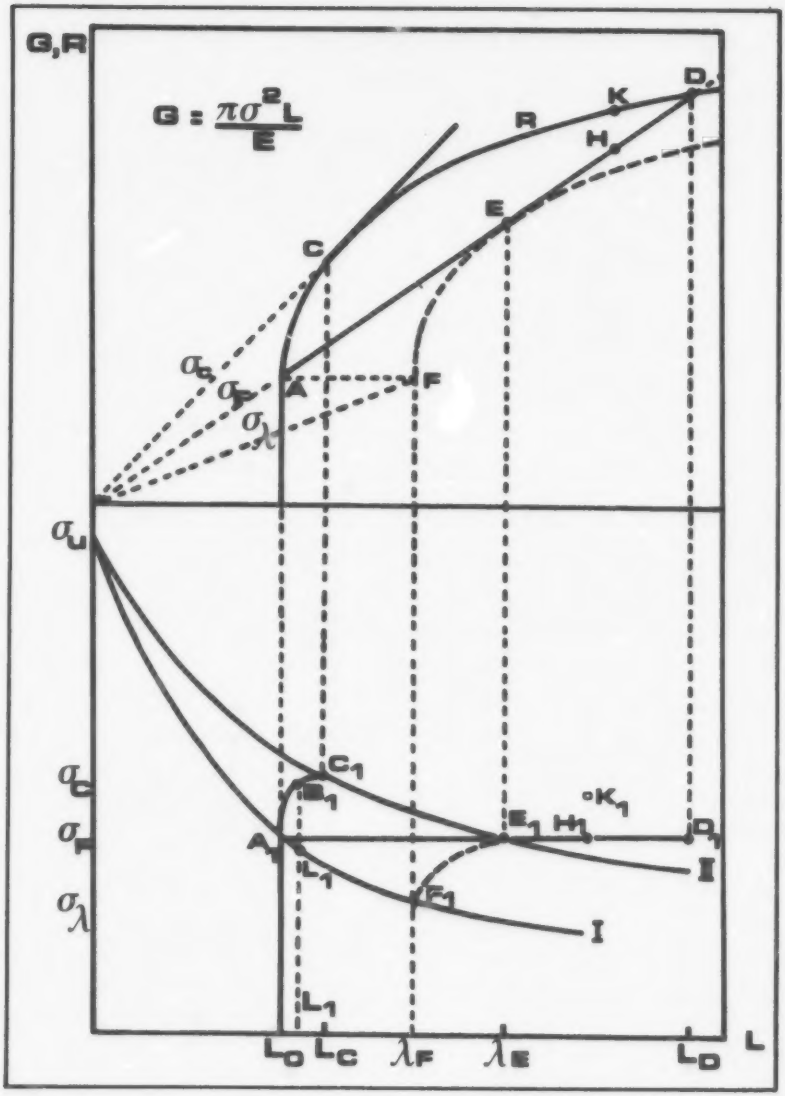


Figure 15
Explication schématique de la construction des courbes σ_G: I) courbe donnant le début de la déchirure ductile; II) courbe reliant les Kc (instabilité).

5.2 Modélisation de la courbe R

Considérant la courbe R comme une loi de comportement, il devient utile de comparer la courbe expérimentale à un *modèle théorique ou empirique* qui la caractérise en fonction des valeurs paramétriques et de l'influence des propriétés métallurgiques.

5.2.1 Modèle théorique

Weiss et Sengupta, après avoir fait un calcul de ductilité locale, relient la ductilité à la ténacité:

$$K_R = E \cdot \text{cste} \cdot \epsilon_F(\alpha, \beta)$$
où $K_R^2 = E \cdot R$

En intégrant sur le volume, ils obtiennent le modèle théorique suivant:

$$R^\lambda = R_\cdot^\lambda + \lambda G_C^\lambda \cdot \ln[g(a/W)/g(a_o/W)]$$
en posant $G = \sigma^2 \cdot g(a/W)$ et supposant que [10]:

$$\frac{dR}{da} \Big/ \frac{dG}{da} = \left(\frac{G_C}{R}\right)^\lambda$$

la fonction R peut être mise sous la forme:

$$R = (\text{cste} + \text{cste} \cdot \Delta l)^{1/\lambda} \text{ avec } \Delta l = a - a_o \qquad (1)$$

5.2.2 Modèles empiriques

De l'expérience, plusieurs représentations empiriques ont été proposées. Broek [6] ayant observé que a_c est proportionnel à a_o ($a_c = \alpha a_o$), aboutit à:

$$R = \beta (a - a_o)^{\alpha - 1/\alpha} \qquad (2)$$

Wang et McCabe [5] proposent un polynôme du second ordre qui n'est autre que la formule (1) après un développement limité

$$R = R_O + C_1 \Delta l + C_2 (\Delta l)^2 \qquad (3)$$

La représentation de Broek est plus simple, mais elle donne R = O pour Δa = O. Or il est prouvé expérimentalement que pour Δa = O, une valeur finie de R = R_O existe, à cause de la formation d'une zone plastifiée avant le début de la propagation de fissure. Partant de cette remarque, Y.M. Mai [11] a proposé :

$$R = R_O + F(\Delta l)^p \qquad (4)$$

Ce modèle permet d'analyser les résultats en déterminant R_O, F, p à l'aide d'une représentation bilogarithmique. Cependant, cette modélisation n'est intéressante que si elle rend compte des influences de l'épaisseur et de la ténacité. D'après les différentes vérifications expérimentales, on constate que p est à peu près égal à ln (K_m/K_o) avec ($K_o^2 = E \cdot Ro$) et que F et (K_m/K_o) croissent généralement lorsque $B/2{,}5 \times (K_o/Re)^2$ décroît, ce qui rend bien compte de la résistance à la fissuration, fonction directe de la ténacité et fonction inverse de l'épaisseur [13]. La figure 16 illustre les résultats de ce modèle.

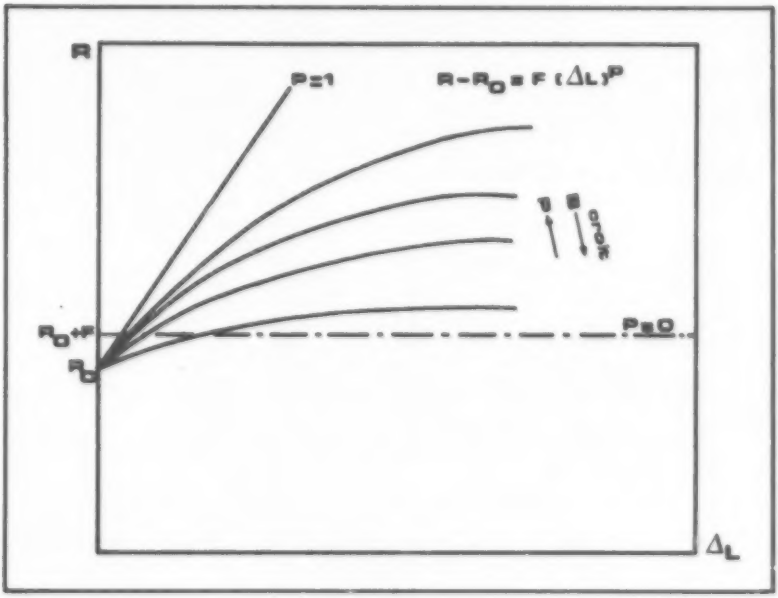


Figure 16
Un modèle pour les courbes R fonction de P [13].
P = 0 correspond à une configuration de déformations planes (fragile)
P = 1 correspond à une configuration de contraintes planes pure

6–Résultats expérimentaux

Le concept de courbe R a déjà été appliqué à de nombreux aciers et à plusieurs alliages d'aluminium [8] et [13]. Un certain nombre d'exemples sont donnés ci-dessous sous la forme $\sigma G = f(\Delta a)$, pour différents alliages.

Il est intéressant de comparer le comportement d'un alliage du type 7000 traité dans un état assez fragile (T6) et ductile (T61). Pour l'alliage 7075 T 6, la région III de la courbe $\sigma_G = f(a)$ n'existe pas, (fig. 17).

D'autres parts, le fait que la droite $\sigma_N = Re$ soit bien au-dessus de la courbe σ_G montre que la rupture instable se produit avec une déformation plastique très limitée, c'est-à-dire dans une configuration fragile. Constatons de plus que les points représentant les K_C sont situés à peu près sur la courbe σ_G donc que K_C est à peu près constant dans les limites de l'expérimentation [5] (fig. 18).

En revanche, l'alliage 7475 T 61, dont les résultats sont reportés figure 14, est plus tenace. La région III existe et les courbes σ_N et σ_G sont nettement rapprochées.

Pour l'alliage 2024 T 3, l'instabilité K_C se produit après une importante zone de croissance de la fissure à cause de sa grande ténacité. Pour une série d'essais effectués sur des éprouvettes de 300 mm de largeur, on constate que K_C se trouve au dessus de la droite ($\sigma_N = Re$), (fig. 18), ce qui n'est pas conforme à la recommandation de l'ASTM. L'augmentation de la taille de l'éprouvette de 300 à 508 mm permet d'obtenir des résultats valides comme indique la figure 19, ce qui confirme les résultats trouvés par d'Escatha et Devaux [9], à propos de l'influence de W sur les caractéristiques de la courbe R.

Enfin, la figure 20 présente un exemple pour un acier à haute résistance PH 15/7, dont le rapport K_C/Re est très faible. De ce fait, le matériau a un comportement très fragile, confirmé par la raideur des courbes R [8]. Il est à remarquer l'écart important entre les courbes σ_N et σ_R [8] (fig. 20).

Notons finalement une différence de comportement fréquemment rencontrée entre les alliages d'aluminium et les aciers faiblement alliés. Les premiers se déchirent selon des étapes franches et brèves alors que les seconds se fissurent progressivement. Il en résulte que l'équilibre de la fissure stable sous un chargement donné est plus difficile à mettre en évidence dans les aciers que dans les alliages d'aluminium.

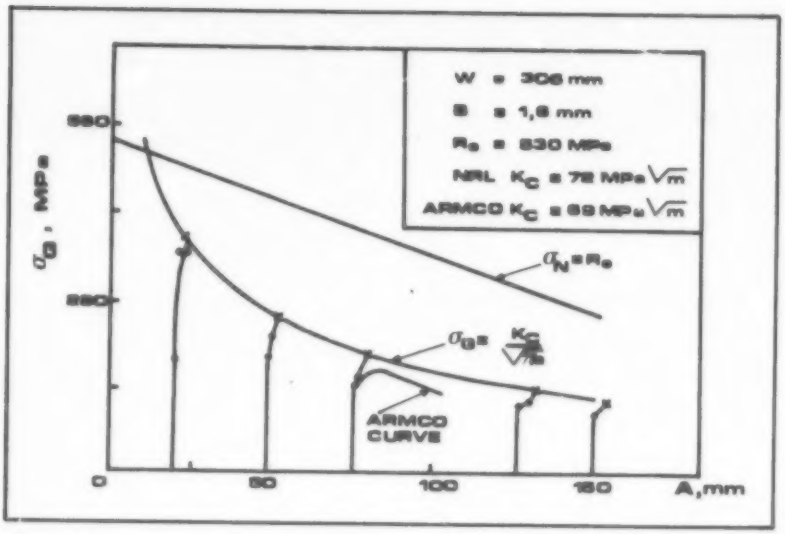


Figure 17
Courbe R de l'alliage 7075-T 6 pour W = 305 mm.

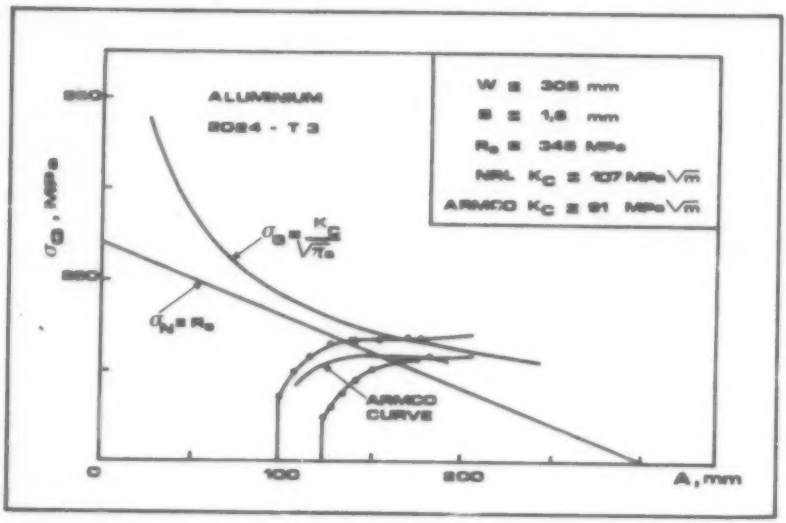


Figure 18
Courbe R de l'alliage 2024 T3 pour W = 305 mm.

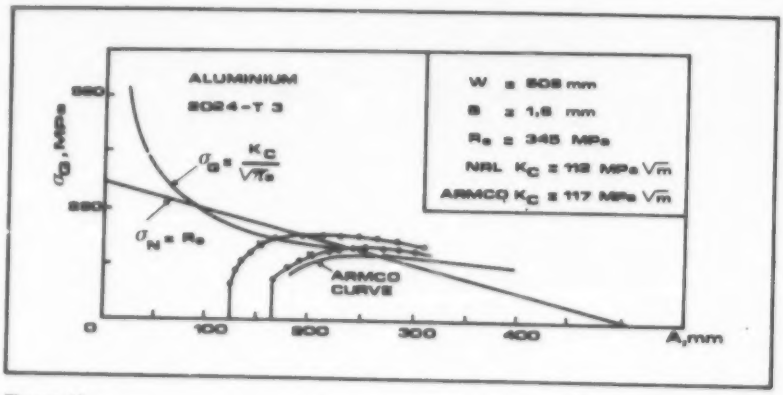


Figure 19
Courbe R de l'alliage 2024 T3 pour W = 508 mm.

7–Conclusion

Dans l'état actuel des connaissances le concept de courbe R est un outil efficace pour prévoir la déchirure des plaques minces et leur instabilité, ce qui répond à la fois aux préoccupations du métallurgiste et du mécanicien.

Du point de vue métallurgique, l'étude des alliages à l'aide de la courbe R ne pose aucune difficulté particulière, à condition de respecter les recommandations de la normalisation et de ne considérer que le cas où la plastification est limitée.

Du point de vue mécanique, les résultats obtenus montrent, qu'en première approximation, la courbe R ne dépend pas de la longueur initiale de la fissure, du chargement (force ou déplacement imposés), de l'introduction des efforts (forme d'éprouvette). En revanche, la courbe R dépend évidemment de l'épaisseur et de la température. Il est clair que la prévision de la déchirure d'une structure mince fissurée à partir de ce concept est théoriquement très pratique.

Toutefois, il y a lieu de souligner que la vitesse de mise en charge paraît avoir une influence sur l'allure de la courbe R, même pour les alliages d'aluminium. C'est, aujourd'hui, un des aspects à confirmer par des recherches plus approfondies, auquel il convient d'associer l'influence de la plastification généralisée, deux aspects dont les conséquences sont imparfaitement comprises.

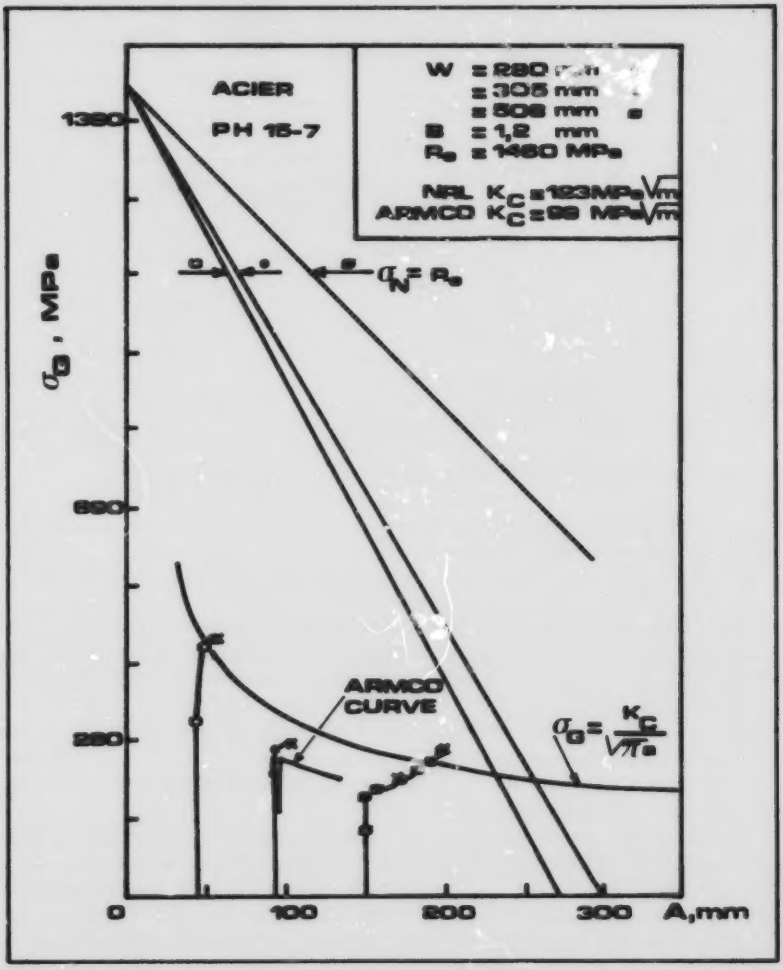


Figure 20
Courbes R d'un acier PH 15-7.

Bibliographie

[1] ASTM Standard, Part. 10, 1974, R. Curve determination.

[2] G. Leclercq, B. Marandet, G. Sanz, Évaluation de la ténacité des matériaux au moyen des courbes R, Rapport IRSID.

[3] B. Marandet, G. Sanz, Caractérisation de la ténacité des matériaux en état de contrainte plane au moyen des courbes R, Advances in Elasto-plastic fracture mechanics, ASP, 1980, p. 109.

[4] ASTM, Fracture toughness evaluation by R, Curve Methods, STP 527.

[5] Dy Wang, D.E. McCabe, Investigation of R curve using comparative tests with CCT and CLWL specimens, ASTM-STP 490, 1976.

[6] D. Broek, Artificial slow crack growth under constant stress. The R curve concept in plane stress, Eng. Fracture Mech., 1973, Vol. 5, p. 45.

[7] C.N. Freed, A.M. Sullivan, J. Stoop, Crack growth resistance characteristics of high-strength sheet alloys, NRL, report 7374.

[8] ASTM, Resistance to plane — stress fracture (R curve behavior) of A 572 structural steel, STP 591.

[9] Y. D'Escatha, J.C. Devaux, Calcul des courbes R. Communication personnelle.

[10] J.P. Hickerson, Experimental confirmation of the J integral as a thin section fracture criterion.

[11] Y.W. Mai, A.G. Atkins, R.M. Caddell, Determination of valid R — Curves for materials with large fracture toughness to yield strength ratios, Int. Journal of Fract. Vol. 12, n° 3, 1976, p. 391.

[12] Comite E — 24 de l'ASTM, Revision of calibration values of R — curve method.

[13] D.N. Williams, A review of subcritial crack growth under sustained load, 1975, AIAA n° 75-804.

[14] K.H. Schwalbe, Influence of stress state on static crack growth in Al Zn Mg Cu 0,5, Eng. Fract. Mech., Vol. 9, pp. 557-583.

[15] D. François, Micromechanisms of slow stable crack growth, Advances in elasto-plastic fracture mechanics, ASP 1980, p. 237.

Chapitre 5

Rupture viscoélastique

F.X. de Charentenay

1 – Introduction

Le comportement viscoélastique d'un matériau se traduit par l'influence du temps sur les différents paramètres qui le caractérisent. Cet exposé décrit le cas particulier de l'influence du caractère viscoélastique sur les phénomènes de rupture. L'étude sera limitée aux matériaux dont le comportement viscoélastique est lié à leur nature macromoléculaire. L'influence du temps et de la température sur les phénomènes de plasticité et de rupture fragile sera décrite avant d'aborder la mécanique de la rupture sous l'aspect viscoélastique.

2 – Viscoélasticité

Le comportement viscoélastique des polymères est la conséquence directe de leur structure moléculaire. Les longues chaînes macromoléculaires, repliées sur elles-mêmes sous forme de pelotes, sont rarement sous forme organisée (matériaux amorphes, matériaux semi-cristallins). À basse température, les macromolécules figées dans une configuration donnée apparaissent rigides comme un solide organique classique. Cependant les modules d'élasticité restent bien inférieurs à ceux des métaux (2 à 3 000 MPa). Quand la température s'élève, les interactions entre chaînes étant relativement faibles, des mouvements moléculaires peuvent se produire. Pour ces structures en chaînes, ce sont les rotations des maillons qui vont entraîner des changements de configuration. Quand les mouvements intéressent une partie croissante de la chaîne (10 à 50 maillons), la rigidité devient alors beaucoup plus faible. C'est la transition vitreuse. À plus haute température, après une zone de comportement dit caoutchoutique, le matériau devient un fluide visqueux.

Ces processus de changements de configuration par des mouvements de rotation moléculaire dans la chaîne sont dépendants du

temps. Ainsi, sous contrainte, l'équilibre thermodynamique, c'est-à-dire l'ensemble des configurations les plus probables pour cet état, n'est atteint qu'au bout d'une certaine période de temps, période très longue si la température est basse, période très courte si la température est élevée, supérieure à la transition vitreuse T_g. Le comportement mécanique sera donc dépendant du temps, on l'appelle comportement viscoélastique.

Le livre de base consacré à ce sujet est celui de J.D. Ferry [1] mais on pourra consulter plus facilement celui de J.J. Aklonis [2]. Dans ces livres sont bien décrits les lois et les paramètres qui permettent de caractériser le comportement viscoélastique des polymères.

Pour ces études, il faut impérativement distinguer le domaine des petites déformations (<0,5%), où la viscoélasticité est dite linéaire, du domaine des déformations plus fortes où la viscoélasticité ne l'est plus. Dans le cas de la viscoélasticité linéaire, deux hypothèses restent vraies: la description est indépendante de l'amplitude des contraintes, les histoires des comportements sont additives (Boltzmann).

On définit alors des modules (ou des complaisances) à un temps donné et une température donnée. Ceci correspond à des essais de fluage ou de relaxation. Dans le cas des essais dynamiques, il est possible de définir deux modules (ou deux complaisances) à une fréquence donnée et une température donnée: E′ et E″, module élastique, module visqueux, le premier traduit l'énergie stockée dans l'échantillon et le second celle qui est perdue sous forme de chaleur. On utilise également dans ce cas la valeur tg δ, rapport de E″ sur E′ ainsi que le module complexe $E = \sqrt{E'^2 + E''^2}$.

L'action de la température sur ces paramètres fonctions du temps a été décrite d'une façon simple par la méthode WLF (Williams — Landel — Ferry) qui prévoit un facteur de glissement log a_T qui fait correspondre entre elles les courbes en fonction du temps, faites à diverses températures.

Les relations entre les phénomènes moléculaires sous la forme de rotation de parties de chaîne et les phénomènes viscoélastiques macroscopiques ont fait l'objet de nombreux travaux. En particulier la notion de temps de relaxation moléculaire a été beaucoup utilisée.

Malgré tous les progrès apportés par la description basée sur la viscoélasticité linéaire, ces modèles ne sont pas suffisants pour un grand nombre de cas, et en particulier pour la rupture. En effet, les essais de fluage, par exemple, effectués pour des contraintes inférieures de 20% à la contrainte de rupture (ou d'écoulement) sont beaucoup mieux décrits par les lois du type:

$\epsilon = A(\sigma)t^n$
avec n compris entre 0,05 et 0,3 et $A(\sigma)$ sous forme de loi puissance ou de loi exponentielle.

L'analogie avec des lois du type Andrade fait penser que le mécanisme mis en jeu est proche d'un mécanisme diffusionnel comme dans le fluage des métaux et qu'une partie de cette déformation ne sera pas récupérable.

3– Seuil d'écoulement

Les essais mécaniques sur un polymère font apparaître des comportements variés qui vont du comportement très fragile à un comportement d'étirage à froid. Le mode de déformation irréversible dépend largement de la nature du polymère et du système de contrainte appliqué mais aussi est influencé par le facteur temps. Les sollicitations à temps courts (choc) se traduisent par une plus grande fragilité que les mises en charge lentes.

À partir des conclusions de la viscoélasticité, il est possible de dire que la plasticité est aussi un phénomène dépendant du temps. Si le temps d'application d'une contrainte donnée est trop court, les déformations plastiques n'ont pas le temps de s'établir et la décohésion fragile du matériau survient.

L'influence du temps sur les contraintes au seuil d'écoulement ont été bien décrites par des lois d'activation du type Eyring:

$$\frac{\sigma_y}{T} = A\left(\log 2C\dot{\epsilon} + \frac{E_A}{kT}\right) \qquad (1)$$

où $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation, T la température et E une énergie d'activation (fig. 1).

Cette représentation est bien adaptée à un essai de traction monotone. Dans le cas d'un essai de fluage, le temps d'apparition de la rupture (ou de la microfissuration) peut traduire également les mécanismes d'activation thermique. Zhurkof a proposé:

$$\tau = \tau_0 \exp\left[-\frac{E_A - \gamma\sigma}{kT}\right] \qquad (2)$$

Dans les deux cas on définit un volume d'activation (1/A ou γ) qui traduit l'action de la contrainte sur le mécanisme de diffusion des mouvements moléculaires.

En résumé, l'effet du temps et de la température se fait sentir non seulement sur le comportement viscoélastique mais aussi sur le mode (ductile, fragile) et sur les paramètres de la rupture (contrainte à la rupture ou contrainte au seuil d'écoulement).

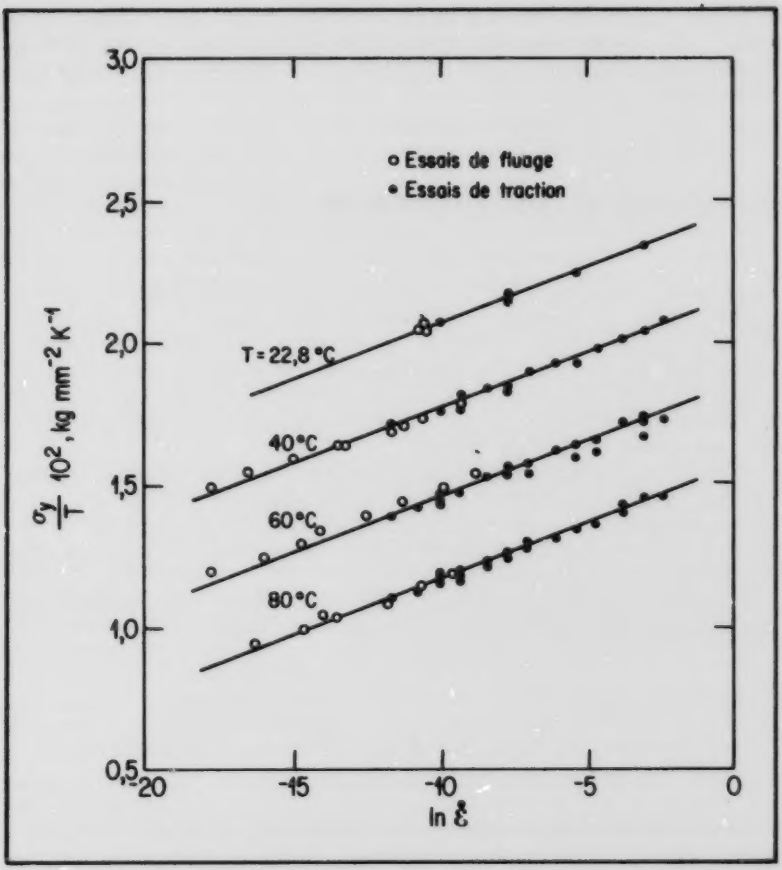


Figure 1
Variation du rapport $\frac{\sigma_y}{T}$ en fonction de la vitesse de déformation.

4 – Mécanique de la rupture viscoélastique

La rupture peut être considérée comme l'instabilité d'une fissure, représentant un défaut existant dans le matériau. Ceci nécessite d'une part que les contraintes en fond de fissure atteignent le seuil de

déchirure du matériau et, d'autre part, que l'énergie disponible (qui dépend de l'essai et de la géométrie de l'éprouvette) soit suffisante pour propager cette rupture. Ces deux paramètres dépendent des lois de comportement des matériaux et en particulier du temps dans le cas des matériaux viscoélastiques.

Le seuil d'écoulement σ_y, dont le niveau définit la taille de la zone plastique, est dépendant du temps, et l'énergie élastique emmagasinée dans l'échantillon est également dépendante du temps à travers le module E(t).

Dans le cas du premier paramètre, σ_y, l'évolution va toujours dans le sens d'une dégradation plus facile du fond de la fissure. Ainsi le temps interviendra pour abaisser les paramètres connus de la mécanique de la rupture, K_c, G_c...

Les tentatives les plus simples d'introduction de la viscoélasticité partent de l'hypothèse d'une énergie de rupture indépendante du temps dans un milieu de module dépendant du temps (l'énergie disponible varie avec la vitesse de fissuration). Ce sont les travaux de M.L. Williams [3] et de Knauss [4].

Plus récemment, Shapery, dans une série d'articles [5, 6, 7], prend en compte une loi de comportement de solide viscoélastique non linéaire dans une zone confinée autour de la fissure. Dans ce cas il aboutit à une vitesse de propagation de fissure qui est fonction du facteur d'intensité de contrainte et de l'exposant n' de la loi de fluage:

$$\dot{a} \propto K_1^2\left(1 + \frac{1}{n'}\right) \qquad (3)$$

avec $D(t) = D_1 t^{n'}$ où D est la complaisance

5–Études expérimentales

Dans les études expérimentales sur les différents modes de rupture dans les polymères, le temps intervient de façon particulièrement nette. Nous étudierons successivement les fissurations lentes et la fatigue.

5.1 Fissurations lentes

De très nombreux travaux ont mis en évidence l'influence du temps sur la fissuration. La fissuration stable peut se produire pour un matériau purement fragile dans certaines conditions de chargement et de géométrie d'éprouvette. Dans le cas de matériau viscoélastique, on

peut observer pour une configuration classique d'instabilité (par exemple charge constante sur une éprouvette DCB ou SEN) un régime de fissuration stable qui est dû à la nature viscoélastique du matériau (fig. 2). Sur cette figure, il est possible de définir un seuil de fissuration K_o en dessous duquel il n'y a pas de fissuration. À la valeur K_c du facteur d'intensité de contrainte, il y a rupture brutale. Dans un diagramme log log ces droites obtenues indiquent une loi puissance (fig. 3):

$$\frac{da}{dt} = c\,K^m \qquad (4)$$

De nombreux essais sur des polymères variés (et aussi des adhésifs) ont pu être décrits par ces lois.

J.G. Williams [8] a proposé une interprétation simple pour décrire ces résultats expérimentaux. Il suppose qu'on peut appliquer simplement les équations de la mécanique de rupture (cf. chapitre 1):

$$K_{Ic}^2 = E(t) \cdot G_{Ic} = \delta_c^* \cdot E(t) \cdot \sigma_y(t) \qquad (5)$$

où t est le temps et δ_c^* le COD.

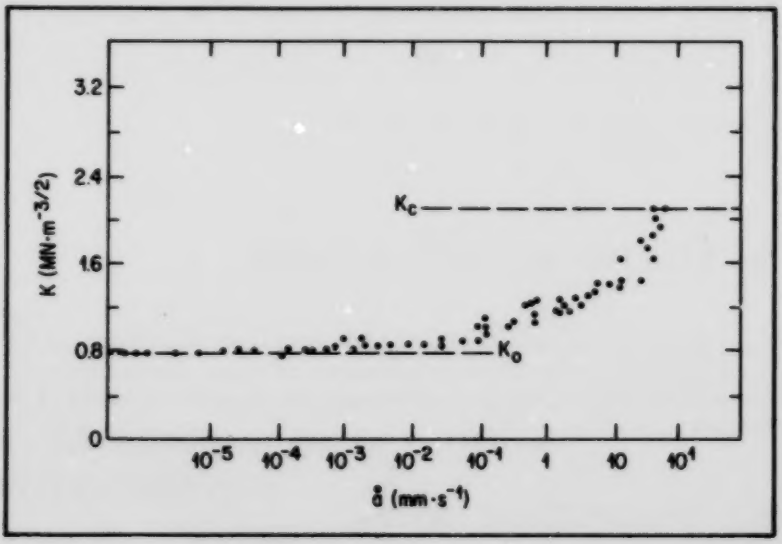


Figure 2
Fissuration de polyméthacrylate de méthyle, éprouvette DCB.

En supposant que le COD est un bon critère, la fissuration se produit quand δ atteint la valeur:

$$\delta_c^* = \frac{K_{Ic}}{E(t) \cdot \sigma_y(t)} \qquad (6)$$

Au cours de la fissuration lente, le temps mis par le COD en un point donné pour passer de zéro à δ^* est:

$t = \frac{r_p}{\dot{a}}$ où r_p est la taille de la zone plastique

Puisque $E(t)$ et $\sigma_y(t)$ sont dans une hypothèse simple de fluage en loi puissance ($D(t) = D_o t^n$) proportionnelle à t^{-n}, l'équation (5) devient:

$$K_{Ic}^2 \propto \sigma_c^{*} E_o^2 \dot{a}^{2n}$$

$$\text{et } K_{Ic} \propto \dot{a}^n \quad (n = \frac{1}{m} \text{ de l'équation (4))} \qquad (7)$$

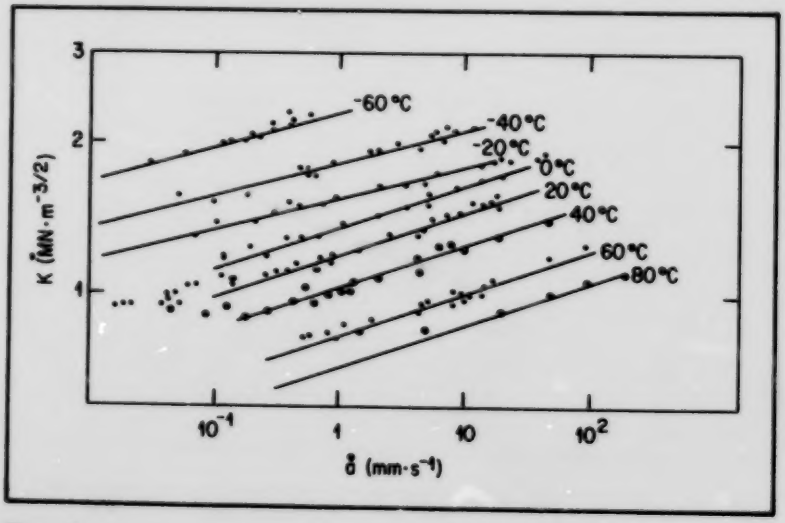


Figure 3
Fissuration de polyméthacrylate de méthyle, éprouvette SEN.

J.G. Williams vérifie (figure 3) que les pentes sont bien de l'ordre des coefficients n obtenus en viscoélasticité ($n \simeq 0.07$). Dans le domaine des fissurations lentes, J.G. Williams propose également des interprétations viscoélastiques des temps d'incubation de la fissuration, de l'effet de la température et des conditions d'apparition de l'instabilité.

5.2 Fatigue

Le comportement sous sollicitation dynamique est caractérisé souvent par une courbe d'endurance reliant la contrainte maximale appliquée au nombre de cycles à la rupture. Dans le cas des polymères il est souvent difficile de déterminer l'endurance. En effet, aux fréquences d'essai utilisées, le fort amortissement interne entraîne, si la contrainte appliquée est élevée, un échauffement important pouvant aller jusqu'à la ruine de l'éprouvette par ramollissement sous l'action de la chaleur dégagée. Ce phénomène est d'autant plus probable que la fréquence d'essai est élevée [9, 10, 11, 12, 13]. La figure 4 donne un exemple des domaines où la défaillance survient soit par ramollissement thermique, soit par fissuration de fatigue. La figure 5 précise la cinétique d'échauffement durant ces essais.

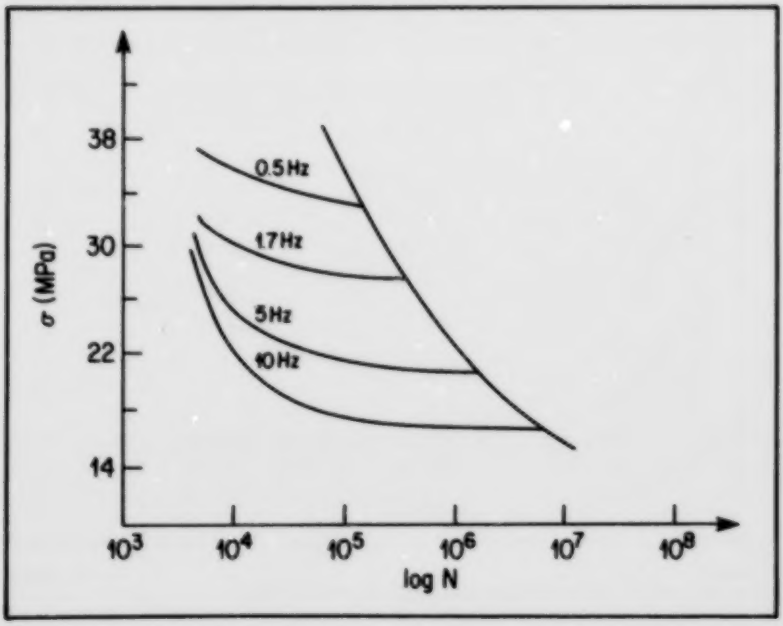


Figure 4
Fatigue et rupture thermique. Influence de la fréquence.

Dans la réalité, il est très rare de rencontrer des sollicitations de haute fréquence ($\nu > 5$ Hz) avec des contraintes élevées. Le ramollissement thermique n'est donc pas le mode de défaillance rencontré. Cependant, pour accélérer les essais, on est amené à utiliser des fréquences supérieures à 10 Hz qui peuvent entraîner ces types de défaillance.

Ainsi la viscoélasticité est ici la cause directe de l'effet de la fréquence sur le mode de ruine.

Pour améliorer les connaissances sur le comportement en fatigue des polymères, des essais de fissuration ont été entrepris. Ils ont montré que l'équation de Paris est vérifiée:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

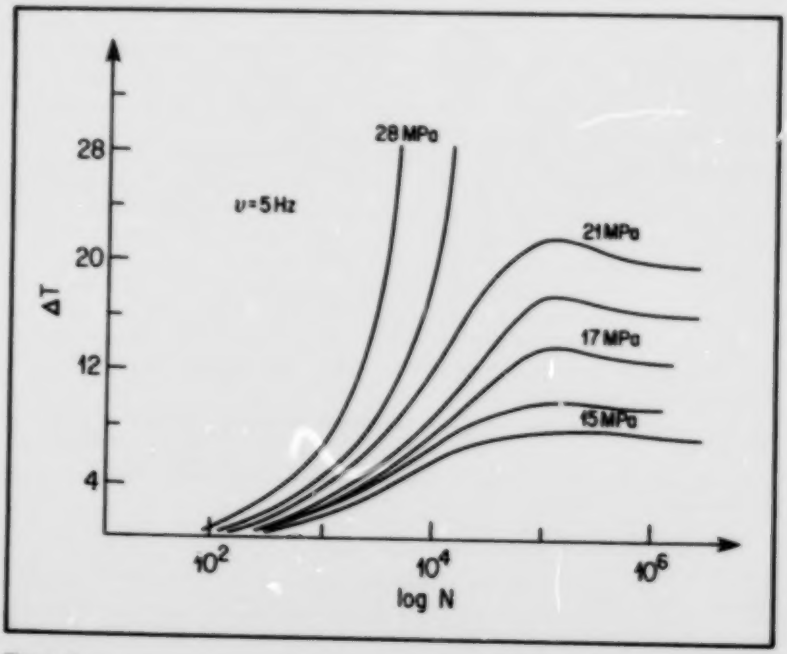


Figure 5
Échauffement sous sollicitation cyclique. Influence de la contrainte.

L'influence de la viscoélasticité intervient principalement dans l'effet de la fréquence sur les vitesses de propagation de fissure. Il a été constaté sur tous les matériaux essayés que la vitesse de fissuration rapportée au nombre de cycles (da/dN) diminue quand la fréquence augmente. Dans un diagramme log da/dN, log ΔK la droite décrivant l'équation de Paris se trouve donc progressivement décalée vers les forts ΔK quand la fréquence augmente [14, 15, 16] (fig. 6).

Cette influence est décrite par quelques auteurs sous la forme d'équation de Paris modifiée, par exemple:

PMMA: $\frac{da}{dN} = C.f^{-0,43} K_{moyen}^{2,13} \Delta K^{2,39}$ (réf. [16])

ou $\frac{da}{dN} = K\left(4 \frac{\Delta K^4}{K_c} + \frac{C}{f} \cdot \frac{\Delta K^2}{K_c}\right)$ (réf. [17])

où f est la fréquence et K_c est la ténacité

Ces équations n'ont pas un caractère de généralité pour un ensemble de matériaux. En fait la sensibilité au facteur fréquence varie beaucoup d'un matériau à l'autre. Si le polycarbonate est à peu près insensible à ce facteur, les polyéthylènes haute densité ont un comportement fortement modifié par la fréquence d'essai [18]. Hertzberg et Manson, les auteurs qui ont le plus étudié l'influence de ce facteur ont proposé d'utiliser un facteur de sensibilité à la fréquence (FSF), c'est-à-dire le facteur de multiplication qu'il faut appliquer à la vitesse de propagation quand la fréquence change d'une décade [19]. Ce facteur n'est pas caractéristique du matériau; en particulier, il change avec la valeur ΔK prise en référence, si le coefficient m de l'équation de Paris est également sensible à la fréquence. Néanmoins, ce facteur donne une idée de la sensibilité à la fréquence. Le tableau 1 résume différents résultats.

Matériau	Facteur de sensibilité à la fréquence F S F
Polyéthylène (d = 0,960; M_p = 45 000)	5
Polyméthacrylate de méthyle	3,2
Polystyrène	2,3
Polyphénylène oxyde	2
PPO modifié (Noryl)	2
Polychlorure de vinyle	1,8
Polycarbonate Nylon 66 Polyfluorure de vinylidène	1 (insensibles à la fréquence)

Tableau 1
Influence du matériau sur le facteur de sensibilité à la fréquence.

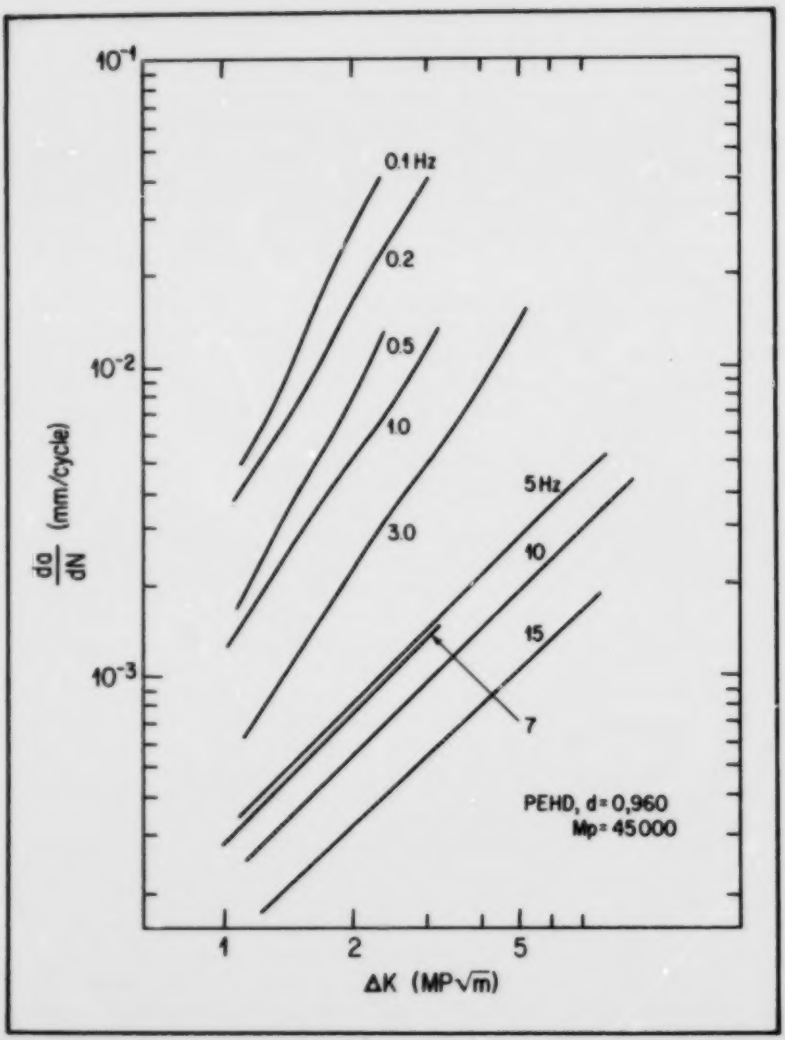


Figure 6
Influence de la fréquence sur la fissuration en fatigue.

Hertzberg et Manson [20] proposent et discutent un certain nombre d'hypothèses concernant cet effet.

La première hypothèse est celle de la contribution d'une fissuration statique à la fissuration totale observée. La contribution (rapportée au nombre de cycles) de la fissuration statique étant d'autant moins importante que la fréquence est élevée, on explique ainsi l'influence de la fréquence. De nombreuses objections peuvent être opposées à cette hypothèse mais la plus importante est qu'aux valeurs K_{max} couramment utilisées dans les essais la vitesse de propagation des fissures sous chargement statique est trop faible pour expliquer les effets de la fréquence.

Hertzberg retient essentiellement l'hypothèse d'échauffement local en fond de fissure, échauffement lié à la nature viscoélastique du matériau. Une faible différence de température (10 à 20°C) peut modifier les valeurs relatives de contrainte seuil de cisaillement et de contrainte seuil de cavitation. Ainsi, quand la fréquence augmente, la tendance à la formation des craquelures diminue (σ_y cisaillement diminue) à cause de l'échauffement local. Une plus grande tendance à la déformation plastique entraîne un ralentissement de la propagation de la fissure. Cette hypothèse peut être exprimée différemment en disant que l'échauffement local augmente le rayon de courbure du fond de la fissure (crack blunting) et ainsi diminue l'effet de concentration de contrainte. Cette hypothèse a été soutenue par des arguments très solides basés sur le comportement en viscoélasticité. En effet, Hertzberg [19, 20] a montré que le facteur FSF est le plus élevé pour les matériaux dont la fréquence de transition β est, à la température d'essai, de l'ordre des fréquences des sollicitations en fatigue (fig. 8). L'amortissement ou frottement interne est en effet maximum dans ce cas et entraîne donc un maximum d'échauffement local. Ceci a été confirmé par des essais en fonction de la température [21] où le maximum du facteur FSF est situé à la température de transition β (pour la gamme de fréquence des essais) (fig. 7).

Si l'influence de la viscoélasticité et en particulier de la transition β ont été très bien mises en évidence par Hertzberg, l'hypothèse d'échauffement local et d'émoussement de la pointe de la fissure n'a pas été directement prouvée. Il serait intéressant de prendre en compte les phénomènes viscoélastiques sous la forme de la modification de la zone plastique en tête de fissure due à l'effet du temps sur la contrainte seuil et d'autre part l'influence de ces phénomènes sur la phase de fermeture de fissure qui se produit quand la contrainte s'annule (même s'il n'y a pas de composante extérieure de compression). D'après des essais récents [22] de chargements interrompus c'est-à-dire de fissuration statique avec des déchargements périodiques, la progression de la fissure est très fortement favorisée par les phases de déchargement indiquant ainsi l'importance de la phase de compression dans la zone de déformation très forte en tête de fissure.

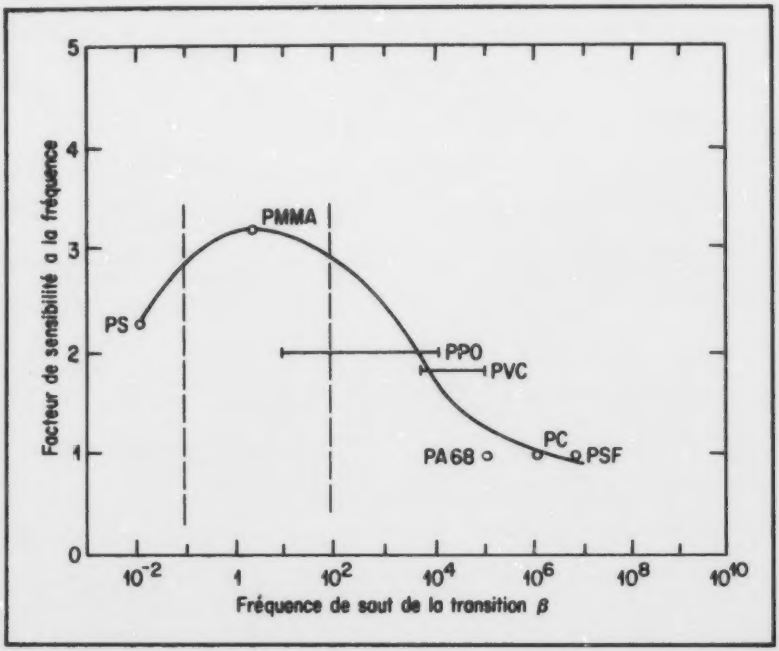


Figure 7
Variation du facteur de sensibilité en fonction de la fréquence du saut.

Il avait été noté dans des travaux plus anciens [23] l'effet des fluages intermittents et le fait que, rapportées au nombre de cycles, les sollicitations ont un effet d'autant plus fort que l'espace entre chaque déchargement est grand.

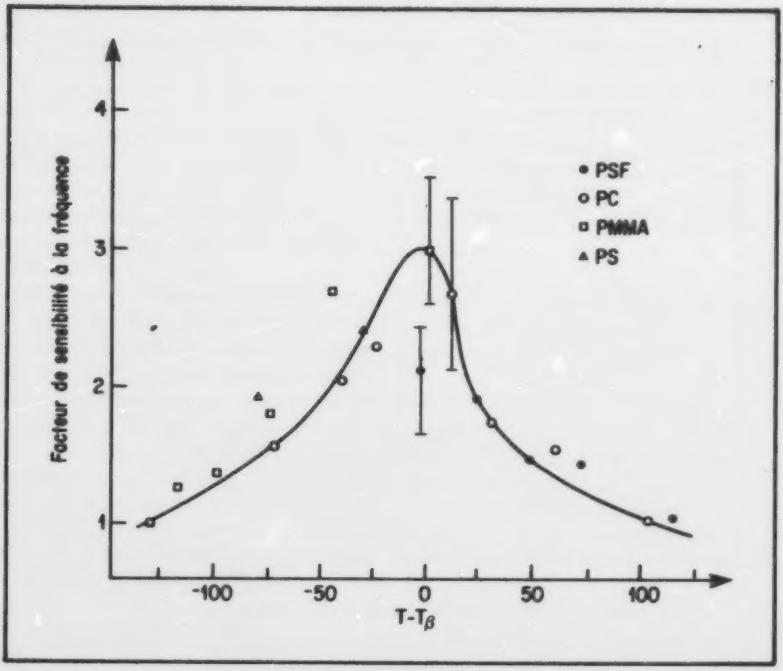


Figure 8
Sensibilité à la fréquence en fonction de la différence entre la température de l'essai et la température de la transition.

6– Conclusion

Les polymères ont ainsi un comportement à la rupture largement influencé par le facteur de temps, facteur dont l'effet est étroitement lié à la température. Si l'effet est spectaculaire sur le mode de rupture où un produit ductile sous conditions normales peut être fragile sous choc, il est également important sur les paramètres quantitatifs, par exemple sur la contrainte au seuil d'écoulement.

Dans le domaine de la fissuration l'effet du temps explique les effets à long terme par exemple sur des structures sous pression. Il faut d'autre part avoir conscience des dommages que peuvent entraîner les sollicitations de fatigue à faible fréquence en particulier les chargements interrompus.

Cependant, à la fin de cet exposé, il faut rappeler qu'il serait très utile de disposer d'un modèle théorique plus élaboré que ceux dont on dispose pour l'instant.

Bibliographie

[1] J.D. Ferry, Viscoelastic properties of Polymers, Ed. John Wiley (1961).

[2] J.J. Aklonis, Viscoelastic properties of Polymers, Ed. Intersciences (1972).

[3] M.L. Williams, Int. J. Fr. Mech. vol. I (1965).

[4] W.G. Knauss, Jnl. Fr. Mech. vol. 6 (1970).

[5] R.A. Shapery, Int. J. of Fracture 11, 141 (1975).

[6] R.A. Shapery, Int. J. of Fracture 11, 369 (1975).

[7] R.A. Shapery, Int. J. of Fracture 11, 549 (1975).

[8] J.G. Williams, Adv. Pol. Sci. 27, 67 (1979).

[9] M.N. Ridell, G.P. Koo et J.L. O'Toole, Polym. Eng. Sci., 6, 363 (1966).

[10] I. Constable, J.G. Williams et D.J. Burns, J. Mech. Eng. Sci., 12, 20 (1970).

[11] R.J. Crawford et P.P. Benham, J. Mat. Sci., 9, 18 (1974).

[12] R.J. Crawford et P.P. Benham, Polymer, 16, 908 (1975).

[13] J. Pabiot, Rapport CEMP (1972), J.A. Sauer & G.C. Richardson, International Journal of Fractures, 16, 499 (1980).

[14] B. Mukherjee et D.J. Burns, Exp. Mech., 11, 433 (1971).

[15] S. Arad, J.C. Radon et L.E. Culver, J. Mech. Eng. Sci., 14, 328 (1972).

[16] J.C. Radon, J. Appl. Polym. Sci., 17, 3515 (1973).

[17] M.P. Wnuk, Prof. Rep. NASA, NGR 42.003.006, May 1971.

[18] F.X. de Charentenay et F. Laghouati, International Symposium on Macromolecular Chemistry, Tashkent, 17-21 Oct. 1978.

[19] R.W. Hertzberg, J.A. Manson et M. Skibo, Pol. Eng. Sci., 15, 252 (1975).

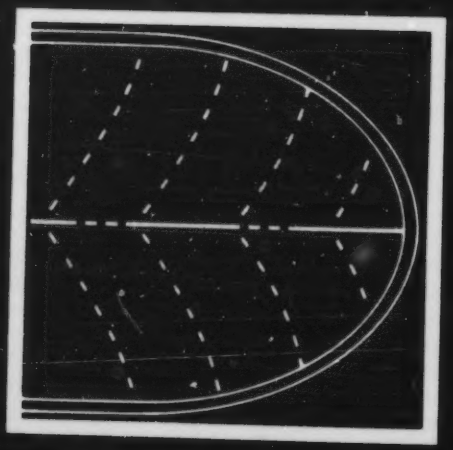
[20] J.A. Manson, R.W. Hertzberg, S.L. Kim et M. Skibo, Polymer, 16, 850 (1975).

[21] R.W. Hertzberg, J.A. Manson et M.D. Skibo Polymer, 19, 358 (1978).

[22] P. Lucas, Mémoire 5e Année — Dpt G.M. — Université de Technologie de Compiègne 1978.

[23] S.J. Hutchinson et P.P. Benham, Plastics and Polymers, 102 (1970).

2 CONTRÔLE



Chapitre 6

Les méthodes de contrôle non destructif

J.F. Chrétien

1 – Introduction

Les contrôles non destructifs regroupent l'ensemble des méthodes qui permettent, sans nuire à l'intégrité des objets, d'examiner les matériaux et les structures pour y déceler, localiser et si possible caractériser les défauts qui peuvent s'y trouver. De plus, ils sont employés pour les inspections périodiques ou le suivi de l'évolution de l'état de santé des ensembles en service.

Si on s'est contenté pendant longtemps de simples observations essentiellement qualitatives, les impératifs de sécurité et d'économie imposent actuellement une plus grande précision dans le dimensionnement et plus généralement dans la caractérisation des défauts rencontrés. Malheureusement les méthodes mises à la disposition du contrôleur, pourtant nombreuses, sont loin de répondre à cette demande.

Certaines d'entre elles, l'émission acoustique, les ultra-sons etc. semblent devoir être susceptibles d'apporter une amélioration valable aux possibilités d'obtention d'information sur la nocivité des défauts. Le développement de moyens nouveaux de traitements de signal utilisant des méthodes numériques ainsi que la mise au point de systèmes automatiques sophistiqués sont des facteurs favorables.

Dans ce qui suit nous rappelons brièvement les caractéristiques essentielles des principales méthodes disponibles sans aborder les facteurs réglementaires et humains qui ont une importance considérable mais qui sont traités par ailleurs.

2–Contrôle par ressuage

Le contrôle par ressuage permet de déceler et de localiser des discontinuités débouchant en surface d'une pièce quelle que soit la nature du matériau pourvu qu'il ne soit pas poreux.

C'est un procédé simple dans sa mise en oeuvre, relativement peu coûteux qui peut être utilisé aux différentes étapes d'une fabrication.

La méthode de contrôle par ressuage consiste à mettre en contact, par pulvérisation ou par trempage, la surface préalablement nettoyée de la pièce à examiner, avec un liquide fluorescent ou de couleur vive, dont la tension superficielle est très faible. Celui-ci pénètre par capillarité dans les enfractuosités telles que fissures ou criques. L'excédent de pénétrant est ensuite éliminé soit par un lavage direct à l'eau, soit par un lavage à l'eau précédé d'un traitement d'émulgation ou bien encore à l'aide d'un solvant organique. On dépose ensuite sur la surface un produit révélateur, généralement une fine poudre blanche qui agit sur le liquide subsistant dans les défauts à la manière d'un buvard. La présence des défauts est ainsi mise en évidence par l'apparition d'une tache colorée ou fluorescente à la surface de la pièce.

L'examen s'effectue alors soit à la lumière du jour, soit en lumière noire selon la nature du pénétrant employé. La forme des taches peut donner une indication sur la nature du défaut: des fissures très fines sont révélées par des lignes continues ou non tandis que des criques ouvertes se traduiront par des taches plus larges. Les piqûres se caractérisent par des points plus ou moins distincts les uns des autres. Par contre la profondeur des défauts ne peut être estimée valablement à partir de l'étendue des taches observées.

Le contrôle par ressuage ne permet donc pas de déterminer la profondeur des défauts. Néanmoins sa simplicité d'emploi et la sensibilité de détection que l'on peut obtenir qui est bien entendu fonction de la qualité des produits employés, de l'état de surface de la pièce testée et du soin apporté à la mise en oeuvre du contrôle en font une technique d'une grande importance industrielle. Pour un contrôle de grande série on peut comparer les résultats du contrôle aux tâches obtenues pour une collection de pièces contenant des défauts réels connus.

3–Contrôle par magnétoscopie

Le contrôle magnétoscopique permet de déceler et de localiser des défauts débouchant ou situés au voisinage immédiat de la surface sur des pièce en alliage ferromagnétique exclusivement. La pièce à examiner est soumise à un champ magnétique soit directement (bobine parcourue par un courant encerclant une pièce cylindrique par exemple) ou indirectement par circulation de courant dans la pièce elle-même. Une discontinuité dans le matériau perturbe les lignes de force du champ magnétique.

Sur la surface de l'objet contrôlé on répend une couche constituée de fines particules ferromagnétiques généralement enduites d'un produit fluorescent. Celles-ci viennent se concentrer au voisinage du champ de fuite dû à la distorsion des lignes de force créée par un défaut débouchant en surface ou situé au voisinage immédiat de celle-ci.

Un défaut est ainsi mis en évidence s'il est perpendiculaire au champ magnétique. Dans une pièce cylindrique où peuvent exister simultanément des défauts parallèles à l'axe et perpendiculaires à celui-ci une double opération de magnétisation sera nécessaire.

Lorsque l'on a affaire à un matériau ferromagnétique dont le champ coercitif est élevé, il subsiste une aimantation rémanente qui peut-être nuisible pour l'utilisation ultérieure. Il est alors nécessaire de procéder à une opération de démagnétisation en faisant subir à la pièce des cycles d'aimantation d'intensité décroissante.

Le contrôle magnétoscopique est une méthode qui comme le ressuage est essentiellement qualitative. Le temps nécessaire à son exécution est par contre beaucoup plus court.

4–Contrôle radiographique

4.1 Principe

Lorsqu'un rayonnement X ou γ traverse une certaine épaisseur d'un matériau il subit une absorption qui s'exprime par la loi classique:

$I_x = I_{oe}^{-\mu x}$
I_x = intensité du rayonnement émergent
I_o = intensité du rayonnement incident
x = épaisseur traversée
μ = coefficient d'atténuation linéique

μ est fonction de l'énergie du rayonnement, donc de sa longueur d'onde, et du matériau traversé: pour un matériau donné, plus la longueur d'onde est courte plus le pouvoir pénétrant est grand.

Cette expression n'est valable que dans le cas d'un rayonnement monochromatique et elle ne tient pas compte des rayonnements diffusés qui ont une grande influence sur l'intensité réelle du rayonnement émergeant.

Le contrôle radiographique est basé sur cette propriété des rayons X et γ vis-à-vis de la matière.

4.2 Sources de rayonnements

Les générateurs de rayons X sont essentiellement constitués d'un filament émetteur d'électrons accélérés par une haute tension V qui viennent heurter une anticathode qui est alors le siège d'une émission de rayonnement X dont l'intensité dépend du nombre d'électrons incidents sur l'anticathode donc de l'intensité de courant dans le tube, tandis que son énergie (sa longueur d'onde) dépend de l'énergie cinétique communiquée aux électrons c'est-à-dire de la haute tension appliquée au générateur. Lorsque l'on veut obtenir des rayonnements de très hautes énergies, il est nécessaire d'utiliser des appareils plus complexes tels que des accélérateurs linéaires.

Le spectre des rayons X obtenus couvrent une gamme de longueur d'onde dont la plus petite (énergie la plus grande) correspond à l'énergie cinétique des électrons. L'intensité maximale correspond à une longueur d'onde:

$\lambda = 1{,}5\lambda_m$
λ_m étant la longueur d'onde la plus courte dans le spectre.

Lorsque l'on augmente la tension aux bornes du générateur, on augmente à la fois l'intensité du rayonnement et son énergie en élargissant son spectre en courtes longueurs d'onde. Par contre une augmentation de l'intensité de courant dans le tube augmente l'intensité du rayonnement sans modifier l'étendue du spectre.

Les rayons γ sont émis par des isotopes radioactifs, tels que le cobalt^{60} ou l'Iridium^{192}. À chaque isotope correspond non plus un spectre énergétique continu mais des raies discrètes caractéristiques de la source radioactive dont le choix dépend du matériau et de l'épaisseur de la pièce à contrôler. L'intensité exprimée en Curies dépend du nombre de désintégrations dont le matériau radioactif est l'objet. Elle est donc fonction du volume de la source et elle varie au cours du temps selon une loi exponentielle. On définit alors la période de l'isotope comme la durée au bout de laquelle l'activité est réduite de moitié.

Si les sources de rayons gamma nécessitent l'observation de règles de sécurité strictes dans leur maniement, elles ne demandent pas d'apport d'énergie extérieure contrairement aux générateurs de rayons X. Par contre, il n'est pas possible de régler l'intensité du rayonnement qui de plus varie au cours du temps, ni son énergie, donc son pouvoir pénétrant.

4.3 Film radiographique et écrans renforçateurs

L'image radiographique de l'objet contrôlé est visualée sur un film dont l'émulsion est directement impressionnée par le rayonnement émergent. Les défauts éventuels correspondant à des variations d'absorption sur le parcours des rayons X et γ donnent une image dont la densité de noircissement est différente de celle obtenue pour une zone homogène du matériau.

Les caractéristiques des films radiographiques ont une très grande importance: rapidité, granulation, latitude d'exposition, etc. Le choix de tel ou tel type est déterminé par les conditions de prise de cliché, la sensibilité recherchée et la nécessité de travailler avec des temps de pose raisonnables.

Seule une très faible partie du rayonnement émergent impressionne directement l'émulsion (1%). Pour compenser ce rendement très faible qui a pour conséquence une augmentation considérable des durées d'exposition on interpose entre le film et la pièce examinée un écran renforçateur qui sous l'action du rayonnement primaire émet un rayonnement soit de fluorescence, soit électronique. Deux types d'écrans sont employés dans l'industrie: les écrans fluorescents ou salins (tungstate de calcium, sulfate de zinc) qui sont le siège d'une émission de photons lumineux sous l'action de X ou γ. Ces photons de plus grande longueur d'onde sont plus facilement absorbés par le film et l'on obtient un important renforcement de l'image. Mais l'emploi de ces écrans qui conduisent généralement à une qualité très médiocre de l'image est très limité.

Les écrans métalliques au plomb sont constitués en règle générale de feuilles de plomb, de quelques dixièmes entre lesquels on insère le film radiographique. Sous l'action du rayonnement primaire qui les traverse ils émettent des électrons qui agissent sur la couche sensible du film. Leur pouvoir renforçateur est plus faible que celui des écrans fluorescents mais ils influent sur la qualité d'image de façon considérable en absorbant les rayonnements diffusés issus du matériau contrôlé, qui donnent un voile sur toute la surface du film et de ce fait diminuent fortement le contraste.

4.4 La qualité des images radiographiques

Elle est fonction du contraste et de la définition.

Le contraste est caractérisé par la différence des densités obtenues sur deux plages adjacentes du film. Il dépend du film, de la pièce, des écrans et des conditions de prise de vue.

La définition caractérise la netteté ou la finesse des contours de l'image radiographique. Elle dépend des conditions géométriques d'exposition: distance source-film D, distance source-objet L (différent de la première pour l'épaisseur de la source) et de la dimension d de la source. Ces trois éléments déterminent le flou géométrique

$$fg = d\left(\frac{D}{L} - 1\right)$$

En pratique on choisit D la plus grande possible sans atteindre des temps de pose prohibitifs pour obtenir un flou minimal. De plus la définition va être influencée par l'orientation du faisceau vis-à-vis du film et de la pièce. Le rayonnement diffusé ainsi que les interactions internes dans le film contribue au flou total. La vérification de la qualité de l'image radiographique est effectuée grâce à un indicateur (IQI) placé en même temps que la pièce dans le champ du rayonnement dont les caractéristiques géométriques connues ont été déterminées pour caractériser la qualité de l'image.

L'IQI français NFA 04-304 présente une succession de gradins percés de trous de profondeur égale au diamètre et croissant en progression géométrique de raison 1,25. D'autres IQI tels les IQI à fils en usage en Allemagne peuvent être employés.

4.5 Examen des clichés

En règle générale les clichés radiographiques sont examinés au moyen d'un négatoscope.

La visibilité des défauts dépend essentiellement de leur épaisseur dans le sens du rayonnement. Ils donnent en général une image plus sombre que le faux du cliché puisqu'il correspondent le plus souvent à des manques de matière. Des inclusions lourdes possibles dans des soudures donnent au contraire une image plus claire.

La densité de noircissement dépend de l'épaisseur du défaut dans le sens du rayonnement. Elle ne donne donc une indication sur sa profondeur que dans le cas où l'orientation est très favorable. Une interprétation sérieuse peut de ce fait nécessiter la prise de plusieurs clichés sous des incidences différentes.

La radiographie permet de déceler des défauts de type divers: cavités (soufflures, porosités...) hétérogénéités (inclusions) et des défauts plans (manque de pénétration, fissures, criques... etc.).

Si les dimensions de la trace sur le film correspond à la longueur et à la largeur du défaut, sa profondeur dans le sens de l'épaisseur ne peut être déduite de la densité de noircissement que dans le cas d'une orientation idéale. Enfin la position dans l'épaisseur ne peut être estimée.

4.6 Évaluation des techniques radiographiques

En dépit de ses imperfections la radiographie X ou γ est une méthode de contrôle qui offre de nombreux avantages: trace matérielle des résultats obtenus, application à la plupart des matériaux métalliques, pas de difficultés majeures liées à l'influence de la structure en particulier dans les assemblages soudés, possibilité de contrôler des gammes d'épaisseur importantes.

Par contre sa mise en oeuvre nécessite l'accès sur les deux faces de la pièce et est relativement coûteuse. Elle impose de plus des mesures de sécurité inhérentes à la nature particulière des rayonnements.

Il ne faut pas attendre de l'image radiographique des renseignements précis sur la hauteur du défaut par rapport à l'épaisseur, ni sur sa position dans cette épaisseur. En outre la longueur mesurée sur le cliché dépend des conditions d'orientation du défaut.

Néanmoins des techniques d'analyse d'image plus élaborées que le simple examen visuel, associées à des conditions d'examen particulières peuvent apporter des informations utiles sur le plan quantitatif.

À l'heure actuelle on étudie l'application de la technique homodensitométrique déjà mise au point pour les examens médicaux au contrôle industriel. Cette méthode consiste à obtenir plusieurs images de l'objet sous plusieurs angles et à reconstruire une coupe de la pièce par un programme de calcul. On obtient alors une image extrêmement précise de la pièce et de ses défauts.

5–Contrôle par ultra-sons

5.1 Principe

Les techniques de contrôle par ultra-sons consistent en l'analyse des perturbations d'un faisceau ultra-sonore qui rencontrent des discontinuités dans le milieu où il se propage.

Les ondes ultra-sonores utilisées en contrôle non destructif se situent dans un domaine de fréquence qui s'étend généralement de 500 kMz à 15 MHz.

Plusieurs modes de propagation peuvent exister, qui diffèrent par la vitesse de propagation:

Les ondes longitudinales ou de compression dont la vitesse de propagation est:

$$V_L = \left(\frac{E(1-\gamma)}{\sigma(1+\gamma)(1-2\gamma)} \right)^{1/2}$$

E = module de Young
γ = coefficient de Poisson
σ = masse volumique

les ondes transversales ou de cisaillement,

$$V_T = \left(\frac{E}{\sigma} \cdot \frac{1}{2(1+\gamma)} \right)^{1/2} \sim 0{,}5\, V_L$$

qui se propagent uniquement dans les solides, les ondes de surface ou de Rayleigh qui n'intéressent qu'une faible épaisseur de matériau et pour lesquelles:

$$V_S \simeq 0{,}9\, V_T$$

D'autres types d'ondes peuvent éventuellement se rencontrer qui dépendent en particulier de la géométrie de la pièce.

Pour un milieu donné, on définit l'impédance acoustique comme le produit $\rho V = Z$. Lorsqu'une onde ultrasonore rencontre l'interface séparant deux milieux d'impédance acoustique respective Z_1 et Z_2, une partie de l'énergie acoustique est transmise tandis qu'une autre part est réfléchie. Pour un faisceau en incidence normale on peut définir ainsi un coefficient de réflexion en énergie R:

$$\frac{\text{Énergie réfléchie}}{\text{Énergie incidente}} = \frac{(Z_1 - Z_2)^2}{(Z_1 + Z_2)^2}$$

et un coefficient de transmission: T

$$\frac{\text{Énergie transmise}}{\text{Énergie incidente}} = \frac{4\, Z_1 Z_2}{(Z_1 + Z_2)^2}$$

Lorsque le milieu 1 est constitué par de l'acier et le milieu 2 par de l'air (cas d'une fissure par exemple) 100% de l'énergie incidente est réfléchie. Par contre pour un interface eau-acier 12% environ de l'énergie est transmise. C'est cette propriété qui justifie l'utilisation des ultra-sons en contrôle non destructif mais d'un autre côté elle compli-

que l'introduction de l'onde ultra sonore dans le matériau et la détection des faisceaux émergents.

En incidence oblique, le phénomène est plus complexe, et s'accompagne de changements de mode: une onde longitudinale incidente peut donner naissance à une onde longitudinale et à une onde transversale réfléchies ainsi qu'à une onde transversale et à une onde transversale transmise. Les angles d'incidence et de réfraction ainsi que les vitesses de propagation sont liés par la loi de Descartes:

$$\frac{\sin i}{V_{L_1}} = \frac{\sin r_1}{V_{L_2}} = \frac{\sin r_2}{V_{T_2}} = \cdots = \text{cste}$$

Les coefficients de réflexion et de transmission dépendent de l'angle d'incidence.

Pour le contrôle non destructif la présence simultanée de plusieurs modes de propagation avec des vitesses différentes risquent de compliquer l'interprétation des résultats. Mais on peut définir deux angles critiques tels que pour le premier l'onde longitudinale réfractée demeure rasante et pour le second l'onde transversale devienne à son tour rasante.

Pour un interface plexiglass acier par exemple le premier angle critique est égal à 27°5 et le second à 57°6. Si l'on choisit de travailler avec un angle d'incidence de 45°, seules des ondes transversales se propageront dans le matériau examiné.

5.2 Transducteurs et appareillage

Un transducteur est constitué essentiellement d'une pastille de matériau piezo-électrique dont la nature et l'épaisseur déterminent la fréquence de travail. Lorsque cette pastille est soumise à une excitation électrique, elle émet une vibration mécanique, et inversement lorsqu'elle reçoit une sollicitation mécanique elle délivre un signal électrique. L'élément piezo électrique est monté sur un amortisseur qui amortit mécaniquement la pastille pour limiter la longueur du train d'onde ultrasonore et qui, en outre, absorbe les ultra-sons émis pas la face arrière.

Le faisceau acoustique produit par un transducteur se décompose en deux zones: la zone de Fresnel ou champ proche où le faisceau est très fortement perturbé: la pression acoustique passe par des minima et des maxima. La longueur du champ proche est fonction de la longueur d'onde (donc de la fréquence et de la vitesse de propagation dans le milieu) et des dimensions de l'élément piezo électrique: pour un disque cette longueur d est égale à:

$$d = \frac{D^2}{4\lambda}$$ D étant le diamètre du disque.

Le champ éloigné où la pression acoustique décroît de façon monotone et où le faisceau diverge. Le demi angle de divergence α est tel que:

$$\sin \alpha = 1{,}22 \frac{\lambda}{D}$$

La zone perturbée ne peut-être utilisée en contrôle non destructif, la pression acoustique fluctuant d'une manière importante. Mais la diminution de d entraîne une augmentation de la divergence elle-même nuisible à la précision de la détection des défauts. Si l'on place à l'avant de la pastille une lentille convergente on peut obtenir une focalisation du faisceau. La distance focale dépendant du matériau constitutif de la lentille, du milieu de propagation et du rayon de la lentille. La zone focale où est concentrée l'énergie à des dimensions qui dépendent de la lentille et du milieu de propagation.

L'appareillage de base en dehors des transducteurs est constitué en général d'un générateur d'impulsion (excitation) d'un amplificateur accordé à grand gain et d'un système de visualisation pour la réception.

5.3 Méthodes de contrôle

Deux techniques peuvent être employées:

— le contrôle par transparence utilisant deux transducteurs, l'un émetteur, l'autre récepteur disposés face à face de part et d'autre de la pièce à contrôler. La présence d'un défaut sur le parcours des ultrasons est révélée par l'atténuation ou la disparition du signal arrivant au récepteur. Cette méthode moins intéressante que l'échographie ne sera pas étudiée de manière plus approfondie.

— le contrôle par écho utilisant soit deux transducteurs à fonction séparée, soit un seul assurant à la fois l'émission et la réception qui consiste à analyser l'écho réfléchi par un éventuel défaut.

Le ou les transducteurs sont soit posés sur la surface de la pièce, le couplage nécessaire à la transmission des ultra-sons dans le matériau à contrôler étant assuré par un film de graisse ou autre produit, soit placés à une certaine distance de la pièce, le couplage étant assuré par une colonne d'eau (contrôle par immersion).

Il est possible de travailler en incidence normale ou oblique. Pour un contrôle par contact on emploie dans ce dernier cas des transducteurs équipés d'une semelle en plexiglass, par exemple, permettant d'obtenir l'angle d'incidence souhaité.

5.4 Mode de représentation

Les signaux d'émission et de réception sont visualisés sous forme d'écho sur l'écran d'un oscilloscope (représentation A). La distance séparant sur l'écran l'écho d'excitation d'un écho de réflexion correspond au temps de parcours des ultra-sons entre la surface d'émission et la discontinuité qui a donné lieu à la réflexion. L'amplitude des échos est fonction de la pression acoustique réfléchie.

Le mode de représentation B consiste à représenter en abscisse le déplacement du transducteur, selon une dimension de la pièce, et en ordonnée l'épaisseur de la pièce contrôlée, celle-ci étant déterminée par l'écho réfléchi sur la face opposée. Lorsqu'un défaut existe dans la pièce, il donne une trace sur l'écran entre les limites supérieures et inférieures. On obtient ainsi une coupe de l'objet testé.

Pour ces deux modes de représentation la localisation du défaut dans l'épaisseur est obtenue.

Pour le mode de représentation C l'ordonnée et l'abscisse correspondent aux deux directions x et y du déplacement du traducteur à la surface de la pièce. La présence du défaut est alors mise en évidence par l'extinction du spot ou bien dans un enregistrement graphique par la suppression locale du tracé par exemple.

Les modes A et C sont les plus usités actuellement.

5.5 Procédures de contrôle

Le choix des paramètres du contrôle dépend de la nature et de l'importance des défauts recherchés, des produits à examiner, de la géométrie des pièces et de la nature et de la structure du matériau. Préalablement à toute opération de contrôle il est nécessaire d'effectuer un étalonnage des appareils et transducteurs réalisé à partir de blocs spécialement conçus. De plus l'examen de pièces représentatives de celles testées mais contenant des défauts artificiels de dimensions connues, permet de déterminer une sensibilité et de régler les paramètres spécifiques du contrôle.

Si la méthode par contact en ondes longitudinales sans incidence normale est fréquemment utilisée, l'examen des joints soudés s'effectue le plus souvent sous incidence oblique en ondes transversales compte tenu de la nature des défauts recherchés et de l'état de surface du cordon.

Les transducteurs focalisés ne peuvent être employés que dans le cas d'un contrôle par immersion totale ou locale.

La technique par immersion qui autorise un positionnement optimale du faisceau par rapport à la pièce permet des conditions de contrôle meilleures que le procédé par contact mais la perte d'énergie importante au niveau de l'interface eau-métal implique l'emploi de transducteurs très sensibles.

5.6 Dimensionnement des défauts

Plusieurs méthodes sont à la disposition du contrôleur pour estimer l'importance des défauts décelés à partir de l'amplitude de l'écho reçu. Si le défaut présente au faisceau incident une surface supérieure à la section de celui-ci, on emploie par exemple la règle dite des 6db qui consiste à retenir comme longueur du défaut la distance entre les positions du traducteur pour lesquelles on a une diminution de 6 db par rapport à la hauteur maximale de l'écho (diminution de moitié). Lorsque les dimensions sont plus faibles, l'estimation devient plus délicate et le risque d'erreur est grand. On peut par exemple comparer l'indication obtenue à celle donnée par des défauts artificiels connues réalisés dans des pièces de référence, ou bien utiliser le diagramme dit AVG qui en fait revient au même mais évite la réalisation de références coûteuses.

En tout état de causes les déterminations de la taille des défauts sont très fortement influencées par la forme et les caractéristiques du faisceau ultrasonore, la nature et le pouvoir réflecteur du défaut ainsi que par son orientation vis-à-vis du faisceau.

L'emploi de transducteurs focalisées dont la technologie a beaucoup évolué ces dernières années (Saglio au CEA) permet d'obtenir des pinceaux de très faibles dimensions (1 mm de diamètre pour des épaisseurs d'acier inférieures à 50 mm, 3 mm jusqu'à 250 mm d'acier). De plus on utilise la longueur utile du faisceau ce qui implique soit un déplacement du transducteur pour balayer toute l'épaisseur soit l'emploi de plusieurs transducteurs. La procédure de dimensionnement mise au point par le CEA consiste à effectuer deux cartographies en représentant C avec 6 db de différence de gain. Si l'évaluation de la dimension obtenue est supérieure au demi-diamètre du faisceau on effectue une nouvelle cartographie avec 6 db de gain supplémentaire.

Cette méthode utilisable aussi bien en incidence normale qu'en incidence oblique donne des résultats particulièrement bons vis-à-vis des méthodes conventionnelles.

Néanmoins la mesure qui est effectuée est celle d'une surface réfléchissante et non directement une taille de défaut.

5.7 Développement futur

Les possibilités offertes par le contrôle ultra-sonore sont encore loin d'être totalement exploitées. En règle générale on ne prend en compte que l'amplitude de l'écho comme facteur caractéristique des défauts. Des méthodes de traitement de signal plus complexes par programme de calcul sont actuellement en étude dans divers laboratoires. De plus la technologie des transducteurs évolue en particulier avec l'apparition des transducteurs à barettes, qui permettent une focalisation électronique variable du faisceau. Ces progrès sont essentiellement dûs au développement des applications médicales des techniques U.S.

L'holographie acoustique est un moyen de contrôle relativement complexe qui semble donner une meilleure caractérisation des défauts.

6–L'émission acoustique

6.1 Définition

Lorsqu'un phénomène irréversible se produit dans un matériau soumis à une contrainte, il s'accompagne de l'émission d'une onde élastique susceptible d'être détectée en surface et analysée avec des moyens appropriés.

De cette définition découle un certain nombre de propriétés spécifiques qui font de l'émission acoustique une méthode de contrôle nettement différente des méthodes classiques: c'est tout d'abord une méthode dynamique qui ne peut permettre la détection que de l'apparition ou de l'évolution d'un éventuel défaut. De plus c'est une méthode globale puisque c'est le défaut qui est lui-même la source d'émission acoustique et quelle que soit sa position dans la pièce, la probabilité de détection n'est jamais nulle.

Le phénomène émission acoustique a été mis en évidence très tôt. Dès le début du siècle, le cri de l'étain a été associé au maclage (Czochralski 1917) d'autres relations entre un bruit et un mécanisme de déformation ont été mises en évidence (Portevin-Le Chatelier 1923). Mais ce n'est qu'avec le développement des moyens de détection et d'analyse que l'étude des phénomènes d'émission acoustique a pu être entreprise (Kaiser 1950, Schofield... etc.). Au début des années 1960 de nombreux laboratoires se sont spécialisés en émission acoustique soit dans l'optique du contrôle et de la surveillance, soit pour en exploiter les possibilités en tant que moyen d'étude de la déformation et de la rupture des matériaux.

À l'heure actuelle, en dépit des nombreux travaux qui restent à faire tant dans le domaine de la physique du phénomène que dans la technologie des moyens de détection et d'analyse, le contrôle par émission acoustique et son emploi en laboratoire se répand de plus en plus.

6.2 Émission acoustique et déformation plastique

Si l'on recueille l'émission acoustique produite au cours d'un essai de traction par exemple on constate qu'au cours de la déformation élastique il n'apparaît pas d'E.A. Par contre dès le passage de la limite élastique, l'activité acoustique devient intense et évolue ensuite au cours de la déformation plastique de façons différentes selon la nature des matériaux et des mécanismes mis en jeu. Dunegan a montré en particulier que l'E.A. peut être associée aux comportements de dislocations. Cette relation entre émission acoustique et dislocations même si elle reste encore mal connue n'est plus maintenant mise en doute.

Dans le cas d'une déformation homogène on observe une émission dite continue de faible niveau, tandis que dans le cas de déformation hétérogène on obtient des salves discrètes d'amplitude plus importante.

6.3 Émission acoustique et mécanismes de rupture

La formation d'une zone de déformation plastique s'accompagne d'une émission acoustique qui dépend du matériau.

L'initiation d'une fissure et sa propagation donne lieu à une émission de salves dont la densité augmente au fur et à mesure que l'on approche de la rupture. Dunegan a montré que dans le cas d'un alliage d'aluminium 7075 le comptage cumulé d'émission acoustique est proportionnel à K^4. On a montré depuis que plus généralement, il était proportionnel à K^m, m variant entre 3 et 8 selon la nature de l'essai.

Des travaux récents ont montré que l'on pouvait retrouver à partir de l'évolution de l'émission acoustique les différentes étapes de l'endommagement par fatigue.

6.4 Détection et analyse

Tout laisse à penser que les signaux d'émission acoustique s'étendent dans un vaste domaine de fréquence. De plus le niveau est généralement très faible. Cette dernière considération conduit à l'emploi de

capteurs de haute sensibilité dont les plus usités à l'heure actuelle sont du type piezo électriques résonnant. Le signal électrique qu'ils délivrent est évidemment une image déformée du signal mécanique: le milieu de propagation, le milieu de couplage et le filtre que constitue un capteur résonnant en ont altéré considérablement les caractéristiques. Ceci rend difficile l'analyse de ces signaux qui de plus sont aléatoires. Le procédé de traitement le plus couramment utilisé jusqu'à maintenant consiste à compter le nombre d'arches du signal dépassant un seuil donné par unité de temps (taux de comptage) ou tout au long de l'essai (comptage cumulé). Bien que ces techniques aient permis d'obtenir de bons résultats il est évident qu'elles ne permettent pas d'établir des relations physiques entre le signal et la nature de la source. Aussi d'autres techniques se développent: mesure d'énergie, mesure de distribution d'amplitude, reconnaissance de forme etc.

Pour localiser les sources d'émission acoustique dans une structure, des systèmes multicapteurs permettent par triangulation de déterminer la position des sources émissives.

6.5 Applications aux CND

On utilise l'émission acoustique pour suivre les essais de timbrage de réservoirs à pression, pour contrôler les soudures en cours d'exécution et pour suivre en service l'évolution de la qualité des structures. Bien que réservée aux industries de pointe, l'émission acoustique est une technique riche de possibilités qui compte tenu de sa relation directe avec la mécanique de la rupture devrait devenir prépondérante en temps que méthode de CND au cours des prochaines décennies.

7–Contrôles par courants de Foucault

7.1 Principe

Les courants de Foucault sont induits dans la pièce à contrôler par un champ magnétique créé par une bobine parcourue par un courant alternatif. Ces courants créent à leur tour un champ qui s'oppose au champ générateur, ce qui se traduit par une variation de l'impédance de la bobine.

Lorsque le matériau conducteur est homogène l'impédance de la bobine est représenté par un point dans le plan d'impédance. Lorsqu'un défaut éventuel modifie les propriétés magnétiques ou électriques localement, ce point se déplace dans le plan d'impédance. Le

contrôle par courants de Foucault qui ne s'applique qu'aux matériaux conducteurs consiste à étudier le déplacement de ce point.

La répartition en profondeur des courants de Foucault dépend de la fréquence et de la conductibilité électrique.

7.2 Procédure du contrôle par C.F.

Le capteur est constitué d'une bobine que l'on place au voisinage de la pièce à contrôler et que l'on déplace sur sa surface. Il est essentiel que la position de la bobine par rapport à la pièce soit parfaitement contrôlée si l'on veut éviter des indications fausses. Pour les pièces cylindriques (tubes, fils) on utilise généralement des bobines encerclantes. Le capteur n'étant pas en contact avec la pièce et le temps de réponse étant très court le défilement de l'objet testé peut être extrêmement rapide.

La présence d'un éventuel défaut est révélé par le déséquilibre d'un pont dans lequel est placé la bobine et l'on étudie l'amplitude et la phase des signaux obtenus. Cette analyse permet de différencier les différentes causes (défauts, variations dimensionnelles. . . etc.) génératrices d'une indication. En particulier l'utilisation de fréquences différentes permettent de distinguer la nature des défauts décelés (système CEA).

7.3 Évolution future

Le CND par courants de Foucault qui permet des cadences rapides est limité par la complexité du traitement des informations. La première évolution en cours est la mise au point de méthode de traitement qui permettront une meilleure évaluation des caractéristiques des défauts. De plus depuis quelques années, on commence à employer des courants de Foucault pulsés ce qui revient à travailler avec un très grand nombre de fréquences.

8– Méthodes diverses

Il existe de nombreuses autres méthodes de CND soit plus particulièrement destinées à des applications particulières, soit spécifiquement adaptées à un matériau ou un produit donné.

Nous citerons les méthodes thermiques qui permettent de mettre en évidence des décollements ou des délaminages en particulier dans des composites, l'holographie optique de mise en oeuvre difficile mais là encore d'un grand intérêt pour les matériaux composites.

Chapitre 7

Évaluation simple de la ténacité pour le suivi de la qualité des matériaux

B. Marandet

1 – Introduction

Lorsqu'il proposa l'essai de déchirure sur éprouvette à entaille centrale, Irwin (1960) ne songeait sans doute pas à introduire une nouvelle méthode de caractérisation des matériaux; c'était seulement pour lui un procédé approximatif permettant d'obtenir sur les bases de son analyse mécanique de la rupture, une évaluation quantitative de la résistance d'une pièce entamée par un défaut aigu. Bien que la méthode décrite à l'origine ait beaucoup évolué, son principe subsiste: il s'agit d'un essai de traction ou de flexion sur une éprouvette entaillée par fatigue, l'épaisseur de cette éprouvette étant suffisante pour que la rupture brutale intervienne en déformation plane. Le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} correspondant à la force maximum d'instabilité, décrit l'intensité des contraintes et des déformations au voisinage du front de fissure; c'est une caractéristique de la ténacité à rupture du matériau ou «Fracture Toughness» dont la valeur ne dépend que de la température et de la vitesse de sollicitation. La détermination expérimentale de ce paramètre fait aujourd'hui l'objet de normes officielles dans plusieurs pays (ASTM E399; AFNOR A03-180; British Standard Institution DD3. . .), mais il faut bien reconnaître que les exigences formulées pour obtenir une mesure valable de K_{Ic} constituent des obstacles majeurs à son utilisation pratique dans le domaine du contrôle de la qualité des matériaux, ceci pour différentes raisons:

— l'usinage et la préfissuration par fatigue de l'éprouvette sont des opérations longues et coûteuses qui nécessitent un matériel spécialisé et peuvent poser des problèmes particuliers suivant la nature du matériau;

— l'essai proprement dit met en oeuvre une machine de traction et un ensemble d'instruments de mesure destinés à l'enregistrement des variations de la force appliquée en fonction de l'ouverture de l'entaille;

— enfin, les dimensions requises pour déterminer la valeur critique K_{Ic} en état de déformation plane B, $(W-a) \geqslant 2{,}5\,(K_{Ic}/R_e)^2$ exigent souvent l'emploi d'éprouvettes ayant plusieurs dizaines, voire plusieurs centaines de millimètres d'épaisseur. L'examen du diagramme présenté à la figure 1 montre toutefois que les différentes catégories de matériaux utilisés en construction métallique: aciers, alliages d'aluminium et de titane... ne couvrent pas les mêmes gammes de ténacité K_{Ic} et de limite d'élasticité R_e. Certains alliages dits à très haute résistance se comportent de manière relativement fragile par rapport à d'autres alliages à moyenne ou basse résistance qui présentent au contraire une plus grande ductilité. On trouve par exemple dans cette catégorie les aciers utilisés pour la confection des cuves de réacteurs nucléaires (A533B, 15MND5-05) ou des rotors forgés d'alternateurs (28NCD8-5; 20NCD14...) qui sont caractérisés par un rapport K_{Ic}/R_e exceptionnellement élevé à la température ambiante et nécessitent par conséquent la mise en oeuvre d'éprouvettes dont les dimensions peuvent excéder 300 millimètres d'épaisseur... (Wessel, 1969; Ikeda et al. 1977).

La nécessité d'évaluer la ténacité K_{Ic} d'un matériau à partir d'un essai portant sur des éprouvettes de dimensions réduites, faciles à prélever, simples à usiner, ne réclamant pas d'investissements impor-

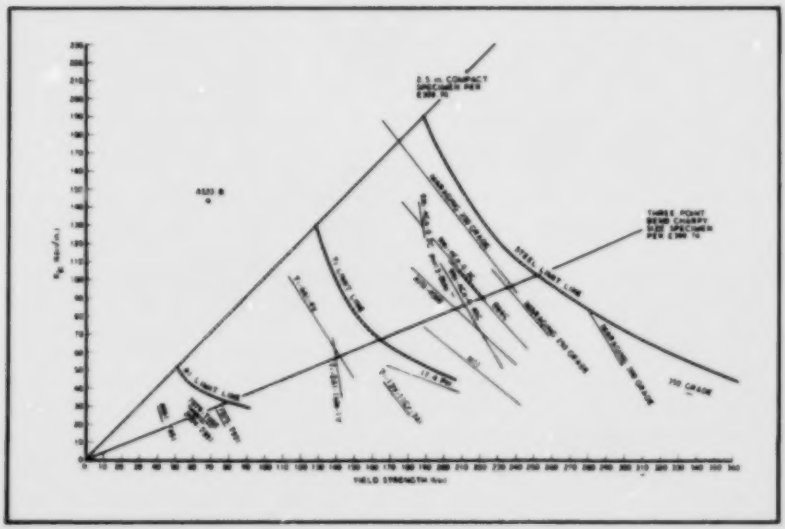


Figure 1
Les matériaux métalliques de construction, aciers, alliages d'aluminium et de titane, couvrent des domaines différents de ténacité K_{Ic} en fonction de la limite d'élasticité R_e (d'après le rapport du National Materials Advisory Board, 1976).

tants en hommes et en matériel s'est donc imposée naturellement aux expérimentateurs. Précisons bien entendu qu'il s'agit là de méthodes fondées sur la mise en évidence de corrélations souvent empiriques concernant une catégorie particulière d'alliages avec des limites d'application plus ou moins étendues selon le type d'éprouvette utilisé. En dépit de ces restrictions, les méthodes d'évaluation simple de la ténacité K_{Ic} sont susceptibles d'apporter une aide précieuse au métallurgiste:

— en usine, pour vérifier la qualité d'une fabrication dont les caractéristiques de ténacité doivent être garanties;

— au laboratoire de recherche, pour déterminer l'influence d'un élément d'addition, d'un traitement thermique, thermo-mécanique etc., sur la ténacité.

Plusieurs types de corrélations ont déjà été mis en évidence, aussi bien pour les alliages d'aluminium ou de titane que pour les aciers à haute et moyenne résistance. La variété des alliages concernés ne permet évidemment pas de passer en revue toutes les méthodes utilisables. Nous avons donc choisi de ne présenter ici que les corrélations de caractère assez général entre la grandeur caractéristique K_{Ic} et un critère de ténacité déterminé à partir d'un essai de contrôle normalisé comme:

— l'essai de flexion par choc d'éprouvettes ISO-V au mouton-pendule Charpy;

— l'essai de flexion lente ou par choc d'éprouvettes ISO-V ou préfissurées par fatigue;

— l'essai de déchirure dynamique «Dynamic-Tear» DT;

— l'essai de traction lente sur éprouvettes cylindriques entaillées;

— enfin, l'essai de traction classique sur éprouvettes lisses.

Les méthodes d'évaluation de la ténacité à partir des critères de rupture élasto-plastique J_{Ic} et $(COD)_c$ exigent la mise en oeuvre d'une éprouvette préfissurée par fatigue et d'une instrumentation comparable à celle utilisée pour la mesure directe de K_{Ic}. De plus, il est nécessaire de déterminer avec précision l'amorçage de la fissuration stable au cours du chargement. Ceci nécessite l'emploi de plusieurs éprouvettes identiques (méthode du chargement interrompu) ou d'une technique de détection appropriée (méthode du potentiel électrique par exemple). Compte tenu des difficultés expérimentales qu'elles soulèvent encore et de leur coût relativement élevé, ces méthodes n'apparaissent pas assez simples pour être utilisées de manière courante en contrôle de qualité. Un exposé particulier leur est d'ailleurs consacré dans le cadre de ce livre.

2 – Essai de flexion par choc d'éprouvettes ISO-V au mouton-pendule Charpy

L'essai de flexion par choc sur éprouvette bi-appuyée à entaille latérale en V (NF A03-161) s'est largement répandu dans les laboratoires de contrôle industriel et de recherche appliquée. Les conditions normales d'exécution de cet essai sont les suivantes (fig. 2):

— éprouvette de dimensions 10 × 10 × 55 mm avec, à mi-longueur, une entaille latérale en V de rayon 0,25 mm et de profondeur 2 mm;

— appuis distants de 40 mm avec arrondi de 1 à 1,5 mm et dépouille de 20%;

— couteau du mouton à angle de 30°, frappant au droit de l'entaille et sur la face opposée de l'éprouvette par une arête arrondie au rayon de 2 à 2,5 mm (NF A03-161) ou 8 mm (ASTM E23);

— vitesse d'impact comprise entre 4,5 m/s et 7 m/s.

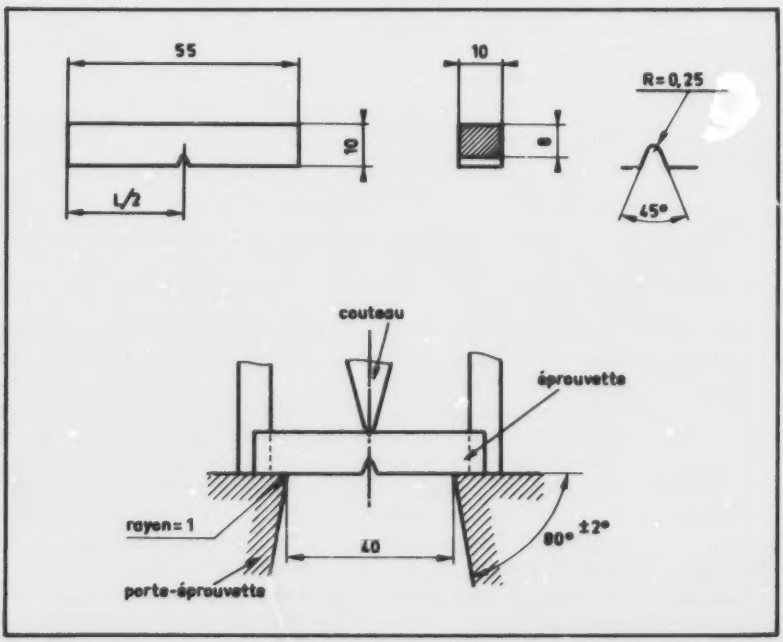


Figure 2
Essai de flexion par choc sur éprouvette ISO-V au mouton-pendule Charpy (normes NFA03-161 et ASTM E23).

Les résultats sont exprimés par les trois mesures suivantes:

— l'énergie absorbée KV (Joules) ou la résilience KCV (daJ/cm^2);

— l'expansion latérale (mm);

— l'aspect de la cassure exprimé en pourcent de rupture cristalline (% crist.).

Une quinzaine d'éprouvettes essayées à différentes températures suffisent dans la majorité des cas pour ajuster une courbe dite de transition caractérisée conventionnellement par diverses grandeurs:

— la température de transition (°C) correspondant au niveau d'énergie KV = 28 Joules ou KCV = 3,5 daJ/cm^2;

— la température de transition (°C) du mode de rupture («Fracture Appearance Transition Temperature») correspondant à 50% de cristallinité ou à un niveau défini de déformation, par exemple 0,38 mm d'expansion latérale;

— le niveau du palier ductile supérieur KV (Joule).

La ténacité des aciers à très haute résistance et des alliages d'aluminium ou de titane, est relativement peu sensible aux variations de température et de vitesse de sollicitation, tout au moins dans les domaines considérés usuellement. L'essai de résilience n'est donc pas vraiment adapté à l'étude de ces matériaux, sauf bien entendu au palier ductile supérieur. Au contraire, les aciers de construction à basse et moyenne résistance présentent toujours une transition marquée du mode de rupture associée à une variation importante de l'énergie absorbée KV, et conjointement de la ténacité à rupture K_{Ic}, ceci dans un intervalle de température assez étroit. Bien que les conditions d'exécution des essais soient très différentes (rayons à fond d'entaille, vitesses de sollicitation, dimensions des éprouvettes), plusieurs corrélations de caractère souvent empirique ont donc été proposées entre la ténacité K_{Ic} et la résilience KCV ou KV, soit dans la partie basse et ascendante des courbes de transition (domaine fragile), soit au palier supérieur (domaine ductile). D'après Barsom et Rolfe (1970a, 1977), l'existence d'une relation entre K_{Ic} et KV serait justifiée par un certain nombre de résultats (Gross, 1970; Clausing, 1970; Holloman 1944) mettant en évidence le fait qu'à l'amorçage de la fissuration la triaxialité des contraintes à fond d'entaille est comparable dans les deux types d'éprouvettes utilisées.

2.1 Corrélations entre K_{Ic} et KV au palier ductile supérieur des courbes de transition

Rolfe, Novak et Barsom (1970a, b) ont mis en évidence une corrélation entre la ténacité K_{Ic} déterminée suivant les exigences de la norme ASTM E399 et l'énergie de rupture KV d'une éprouvette de résilience à entaille en V au palier ductile supérieur des courbes de transition (fig. 3). L'expression qui relie les valeurs K_{Ic} et KV s'écrit en unités S.I.:

$$\left[\frac{K_{Ic}}{R_e}\right]^2 = 6{,}47\left[100\left(\frac{KV}{R_e}\right)-1\right] \qquad (1)$$

où $\left[\frac{K_{Ic}}{R_e}\right]^2$ est exprimé en mm, KV en J et R_e en N/mm^2

Cette corrélation de caractère empirique a été établie à partir des résultats d'essais réalisés sur 11 nuances d'aciers à haute résistance (18 Ni – 8 Co – 3 Mo; 12 Ni – 5 Cr – 3 Mo; 4130; HY 130,. etc.) ayant des caractéristiques mécaniques comprises dans les domaines suivants:

— limite d'élasticité: $770 < R_e, N/mm^2 < 1720$

— ténacité: $96 < K_{Ic}, MPa\sqrt{m} < 270$

— énergie de rupture: $22 < KV, J < 121$

Les données acquises à l'occasion d'une étude portant sur une gamme étendue d'aciers à haute résistance utilisés dans l'aéronautique (Baus et al. 1975) ou en boulonnerie (Bellot et al. 1978) trempés et revenus à différentes températures, apportent des justifications supplémentaires à l'existence d'une corrélation de cette forme (fig. 3-a) qui, d'après les résultats obtenus par certains auteurs, pourrait être étendue aux aciers de construction à moyenne résistance (fig. 3-b) utilisés en forte épaisseur comme les aciers à rotors forgés (Begley et Toolin, 1973) ou les aciers pour récipients sous pression (Sailors et Corten, 1972; Iawadate, Karaushi et Watanabe, 1977). Cette catégorie de matériaux étant caractérisée par un rapport $(K_{Ic}/R_e)^2$ relativement élevé, la mesure directe de K_{Ic} suivant les exigences de la norme ASTM E399, exige parfois la mise en oeuvre d'éprouvettes de très grandes dimensions réduites (Begley et Landes, 1971, 1977; Marandet et Sanz 1977-a). Les résultats obtenus par Server et al. (1977) dans le cadre du programme EPRI sur 13 coulées d'acier A533-B montrent de la même façon (fig. 4) que la corrélation de Rolfe-Novak et Barsom est également susceptible de conduire à une estimation correcte de la ténacité K_{Jc} ($K < 3{,}3\ MPa\sqrt{m/s}$) ou K_{Jd} ($10^3\ MPa\sqrt{m/s} < K < 10^5\ MPa\sqrt{m/s}$)

déterminée à l'amorçage de la fissuration au moyen d'éprouvettes de dimensions réduites. Il apparaît cependant qu'en conditions quasi-statiques, les valeurs K_{Jc} ainsi mesurées sont systématiquement plus basses que les valeurs K_{Ic} prédites à partir de la corrélation. Cet écart pourrait être lié au fait que l'on compare une grandeur K_{Jc} caractéristique de l'amorçage à une grandeur K_{Ic} déterminée conventionnellement après une croissance relative de fissure égale à 2% selon la méthode ASTM E399.

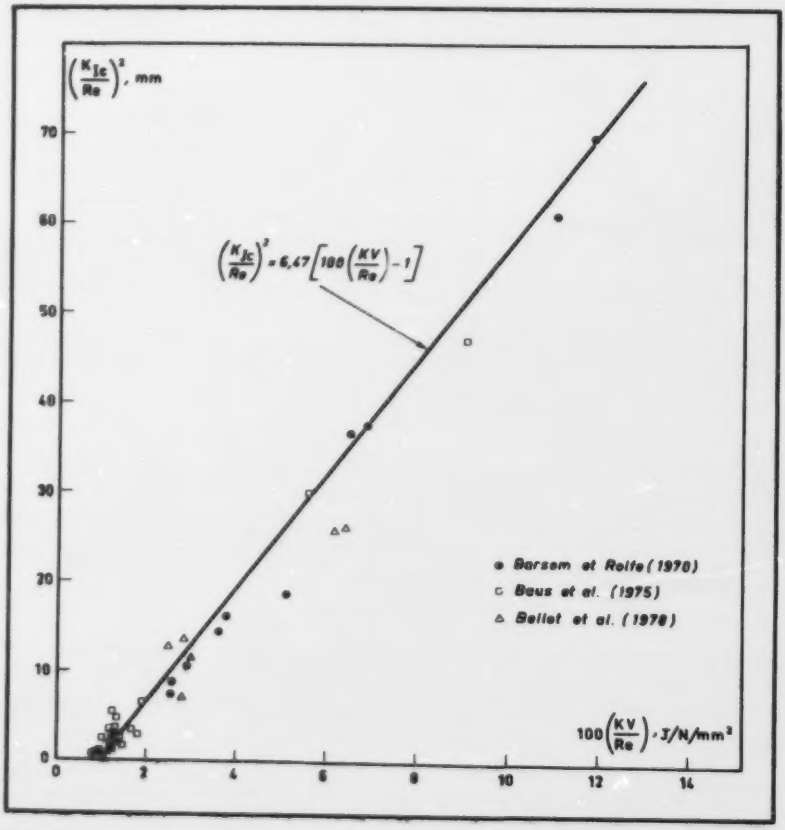


Figure 3-a
Corrélation entre la ténacité K_{Ic} d'aciers à haute résistance et l'énergie de rupture KV d'éprouvettes ISO-V au palier ductile des courbes de transition (d'après Rolfe, Novak et Barsom, 1970a, b).

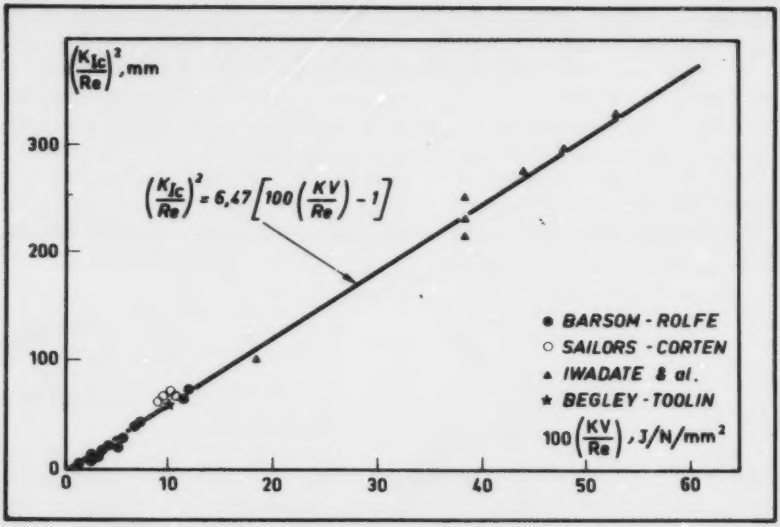


Figure 3-b
La relation proposée par Rolfe, Novak, Barsom pour des aciers à haute résistance est étendue ici aux aciers à moyenne résistance qui sont caractérisés par un rapport K_{Ic}/R_e beaucoup plus élevé.

D'après Rice, Paris et Merkle (1973), la relation entre K_{Ic} et KV au palier ductile aurait une justification théorique. Ils fondent leur raisonnement sur le fait que l'énergie KV absorbée par la rupture d'une éprouvette de résilience est la somme de deux termes:

— Le premier correspond à l'énergie:

$$U = \int_0^{\delta crit.} P \, d\delta$$

dissipée par déformation plastique jusqu'au déplacement critique δ_c à l'amorçage de la fissuration. La valeur critique J_{Ic} étant proportionnelle à U, ce terme est donc relié à K_{Ic} par la relation bien connue:

$$J_{Ic} = \frac{1-\nu^2}{E} K_{Ic}^2 \qquad (2)$$

ν est le coefficient de Poisson (0,3 pour les aciers)
E est le module d'Young (206 000 MPa pour les aciers)

— Le second correspond à l'énergie élastique emmagasinée. À dimensions d'éprouvettes et module d'élasticité constants, cette énergie est proportionnelle au carré de la limite d'élasticité R_e. Il en résulte que:

$$KV = A(K_{Ic})^2 + B(R_e)^2 \quad (3)$$
$$\text{soit } K_{Ic}^2 = \alpha(KV) - \beta(R_e)^2 \quad (4)$$

On aboutit donc à une expression générale comparable à celle proposée par Rolfe, Novak et Barsom qui peut aussi être décrite sous la forme:

$$K_{Ic}^2 = 0{,}64\, R_e(KV) - 6{,}4 \cdot 10^{-3} (R_e)^2 \quad (5)$$
avec K_{Ic} en MPa$\sqrt{m}$, KV en J et R_e en N/mm^2

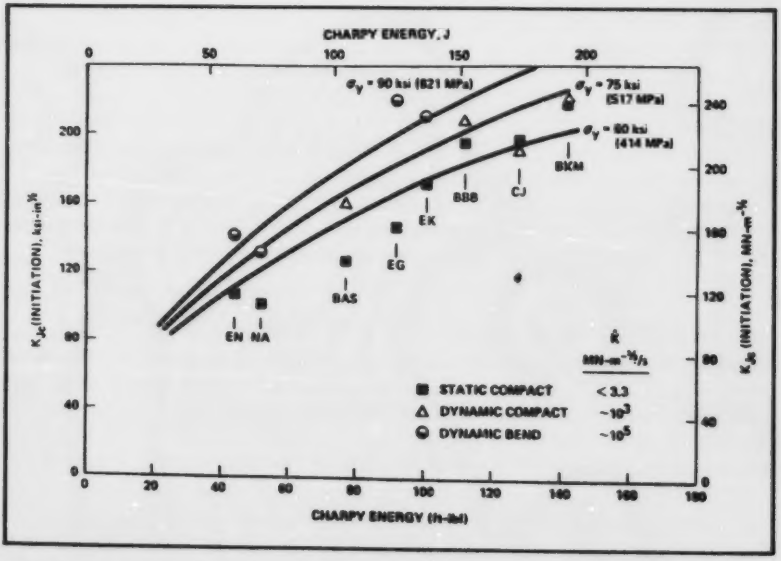


Figure 4
Comparaison entre la ténacité K_{Jc} et K_{Jd} à l'amorçage et la relation de Rolfe, Novak, Barsom calculée pour les trois limites d'élasticité correspondant aux trois vitesses de sollicitation considérées (d'après Server et al, 1977).

Le principal intérêt des corrélations entre K_{Ic} et KV au palier ductile est de mettre en évidence des différences appréciables de ténacité K_{Ic} entre matériaux ou pour un même matériau, d'évaluer l'influence d'un traitement thermique, thermo-mécanique, etc. Leur utilisation courante en contrôle métallurgique de qualité doit toujours reposer sur un nombre suffisant de vérifications spécifiques préalables pour le type d'alliage considéré en gardant bien à l'esprit que la valeur K_{Ic} est susceptible d'être estimée avec une certaine marge d'incertitude.

2.2 Corrélation en K_{Ic} et KV dans la partie basse et montante des courbes de transition

Les aciers de structure ferritique présentent une transition du mécanisme de rupture en fonction de la température. La rupture de type fragile à basse température évolue de manière plus ou moins rapide selon les nuances vers une rupture de type ductile à haute température. À ce changement d'aspect du mode de rupture correspond une élévation de la ténacité qui se manifeste lors des essais sur éprouvettes entaillées. Plusieurs méthodes de caractère souvent empirique ont été proposées dans le but d'évaluer K_{Ic} à partir des résultats d'essais de résilience Charpy V dans le domaine de transition. La plupart s'appliquent aux aciers de construction métallique à basse et moyenne résistance qui présentent généralement une transition de forte amplitude dans un intervalle de température assez étroit.

a) Méthodes proposées par Barsom et Rolfe

À partir de données recueillies dans la littérature concernant diverses nuances d'aciers à moyenne résistance pour appareils à pression (A533B; 2¼ Cr – 1 Mo etc.), Barsom et Rolfe (1970a) ont mis en évidence une relation entre K_{Ic}^2/E et la résilience KV dans la partie basse des courbes de transition (figure 5). Cette relation s'écrit en unités S.I.:

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = 0{,}2(KV)^{3/2} \qquad (6)$$

où $\frac{K_{Ic}^2}{E}$ est exprimée en N/mm et KV en Joules

Il convient ici de noter que le rapport $K_{Ic}^2/E = G$ ou force d'extension de fissure par unité de longueur (N/mm) est comparée à une énergie (J) portée à la puissance 3/2. La comparaison des résultats d'essais de résilience KV et de ténacité K_{Ic} effectués sur les mêmes matériaux,

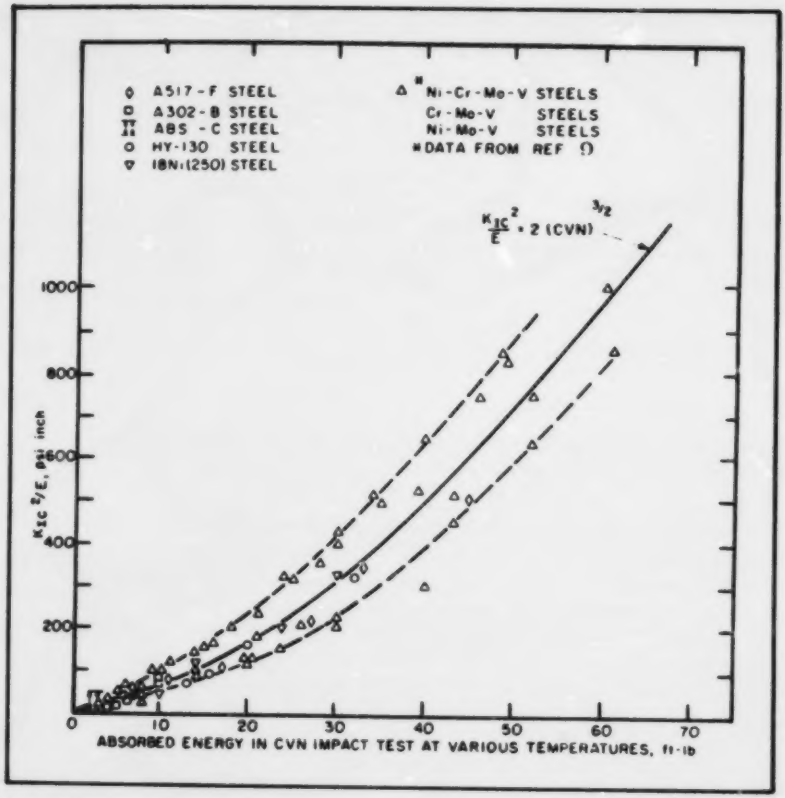


Figure 5
Corrélation entre K_{Ic} et la résilience dans le bas de la courbe de transition de la résilience (d'après Barsom et Rolfe, 1970a).

d'une part en flexion lente (essai statique), d'autre part en flexion par choc (essai dynamique) permit ensuite à Barsom (1975) de faire les observations suivantes:

— l'influence de la vitesse de sollicitation provoque le même décalage des courbes de transition de la ténacité K_{Ic} et de la résilience KV sur l'échelle des températures;

— l'amplitude $\Delta T(°C)$ du décalage est fonction de la limite d'élasticité R_e du matériau. La relation entre ΔT et R_e s'écrit en unités S.I.:

$$\Delta T(°C) = 95 - 0{,}1\ R_e \text{ pour } (250 \leqslant R_e, \text{ N/mm}^2 \leqslant 950) \quad (7)$$
$$\Delta T(°C) = 0 \text{ pour } R_e > 950 \text{ N/mm}^2 \quad (8)$$

— la corrélation entre K_{Ic} et l'énergie de rupture KV mesurée en flexion lente (essais statiques) est la même qu'entre K_{Id} et l'énergie de rupture KV mesurée en flexion par choc (essais dynamiques). Elle obéit à une loi générale de la forme (fig. 6):

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = A(\text{KV statique}) \quad (9)$$
$$\frac{K_{Id}^2}{E} = A\ (\text{KV dynamique}) \quad (10)$$

où A est un coefficient de proportionnalité fonction des dimensions de l'éprouvette et de l'acuité de l'entaille.

L'étude réalisée par Barsom sur diverses nuances d'aciers de construction (ABS-C, A302-B, A517-F) a permis de définir un coefficient de proportionnalité A = 5 (unités américaines) entre K_{Ic} ou K_{Id} et l'énergie absorbée par la rupture d'une éprouvette Charpy V en conditions quasi-statiques ou dynamiques (fig. 6). En unités S.I., les relations précédentes deviennent donc:

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = 0{,}65\ (\text{KV statique}) \quad (11)$$
$$\frac{K_{Id}^2}{E} = 0{,}65\ (\text{KV dynamique}) \quad (12)$$

où $\frac{K_{Ic}^2}{E}$, $\frac{K_{Id}^2}{E}$ sont exprimées en N/mm et KV en J

Les considérations précédentes ont conduit finalement Barsom (1975) à proposer une méthode plus précise permettant d'évaluer la courbe de transition de la ténacité K_{Ic} à partir de la courbe de transition de la résilience KV. Le principe de cette méthode est le suivant (fig. 7):

— calculer grâce à la relation (12) $K_{Id}^2/E = 0{,}65$ (KV dyn.) la ténacité dynamique K_{Id} correspondant à l'énergie de rupture KV mesurée sur le mouton pendule puis ajuster une courbe de transition sur les points obtenus aux différentes températures;

— décaler la courbe de transition de la ténacité dynamique K_{Id} d'une quantité $\Delta T°C$ calculée grâce à la relation (7) $\Delta T = (95 - 0{,}1\ R_e)$ pour obtenir la courbe de transition de la ténacité K_{Ic} en conditions quasi-statiques.

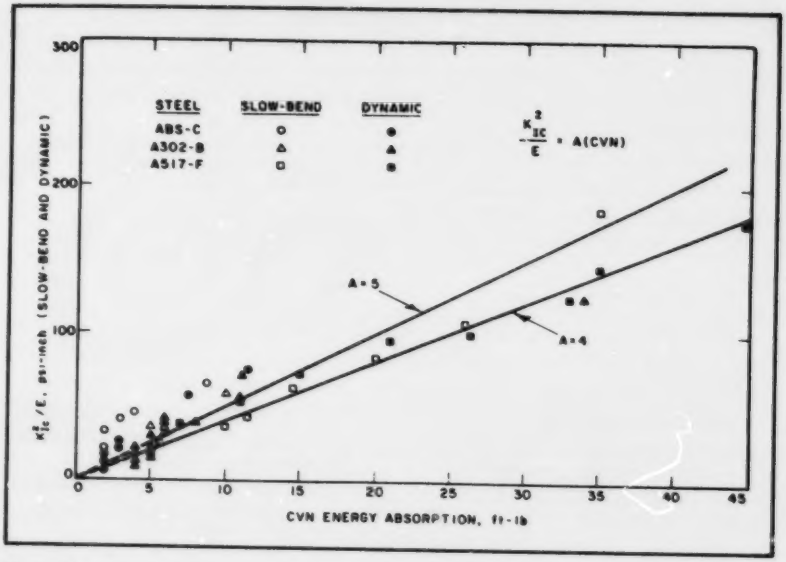


Figure 6
Corrélation entre K_{Ic} et l'énergie de rupture d'éprouvettes ISO-V sollicitées en flexion lente ou par choc dans le domaine de transition (d'après Barsom, 1975).

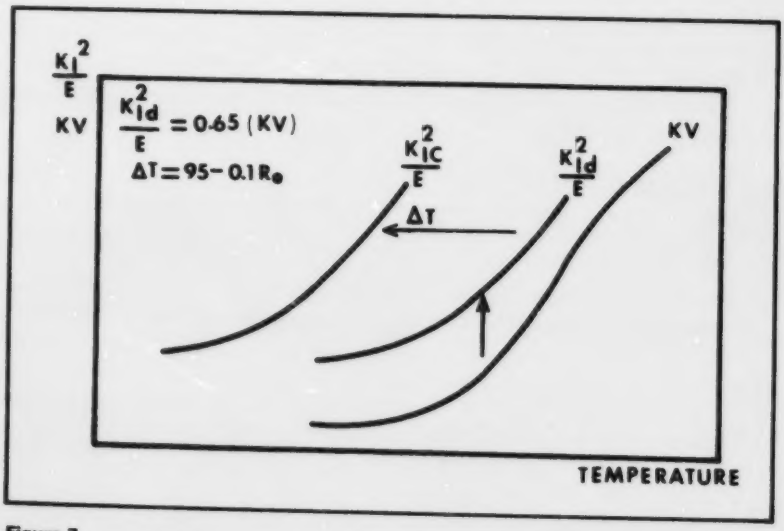


Figure 7
Schéma du mode de détermination de la courbe K_{Ic} — température à partir de la courbe de transition de la résilience (d'après Barsom, 1975).

b) Méthode proposée par Sailors et Corten

La plupart des résultats utilisés par Barsom et Rolfe (1970a) pour établir la relation (6) décrite précédemment ont été reprises ensuite par Sailors et Corten (1972). Après avoir éliminé les données qui leur paraissaient douteuses, ces auteurs ont abouti à la relation suivante (unités S.I.):

$$K_{Ic} = 14{,}6\ (KV)^{1/2} \qquad (13)$$

soit:

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = 1{,}034\ (KV) \qquad (14)$$

où $\frac{K_{Ic}^2}{E}$ est exprimée en N/mm et KV en J

c) Méthode proposée par Begley et Logsdon

Il s'agit d'une méthode de construction graphique permettant, d'après Begley et Logsdon (1971) de déterminer une courbe de transition de la ténacité K_{Ic} à partir des données suivantes:

— la courbe de transition de la résilience KV;

— la limite d'élasticité R_e du matériau aux températures où les éprouvettes de résilience présentent un aspect entièrement fragile (100% de cristallinité) ou ductile (0% de cristallinité).

La ténacité K_{Ic} est calculée pour trois températures différentes correspondant à trois taux de cristallinité différents (fig. 8):

— 100% de cristallinité (point 1). La valeur K_{Ic} au niveau fragile est donnée par la relation suivante (unités S.I.):

$$K_{Ic} = 0{,}0718\ R_e \qquad (15)$$

avec R_e = limite d'élasticité mesurée à la température où les cassures présentent un aspect 100% fragile;

— 0% de cristallinité (point 2). La valeur K_{Ic} au niveau ductile est donnée par la relation décrite précédemment (Rolfe, Novak, Barsom):

$$\left(\frac{K_{Ic}}{R_e}\right)^2 = 6{,}47\left[100\left(\frac{KV}{R_e}\right) - 1\right] \qquad (16)$$

— 50% de cristallinité (point 3). La valeur K_{Ic} est donnée par la relation:

$$K_{Ic} = \frac{K_{Ic} \text{ niveau ductile} + K_{Ic} \text{ niveau fragile}}{2}$$

soit la moyenne arithmétique des valeurs calculées aux niveaux fragile et ductile.

Les auteurs considèrent enfin qu'à − 196°C, la ténacité K_{Ic} atteint une limite inférieure égale à 30 ksi$\sqrt{in}$ soit 33 MPa$\sqrt{m}$.

L'exemple d'application présenté par Begley et Logsdon (1971) montre, dans le cas d'un acier à rotor forgé au Ni-Cr-Mo-V, qu'il existe un excellent accord entre les prédictions et les mesures de K_{Ic} (fig. 9). On connaît malheureusement d'autres exemples qui ne rendent pas compte d'un aussi bon accord, en particulier lorsque la ténacité de l'acier considéré devient plus sensible à la vitesse de sollicitation.

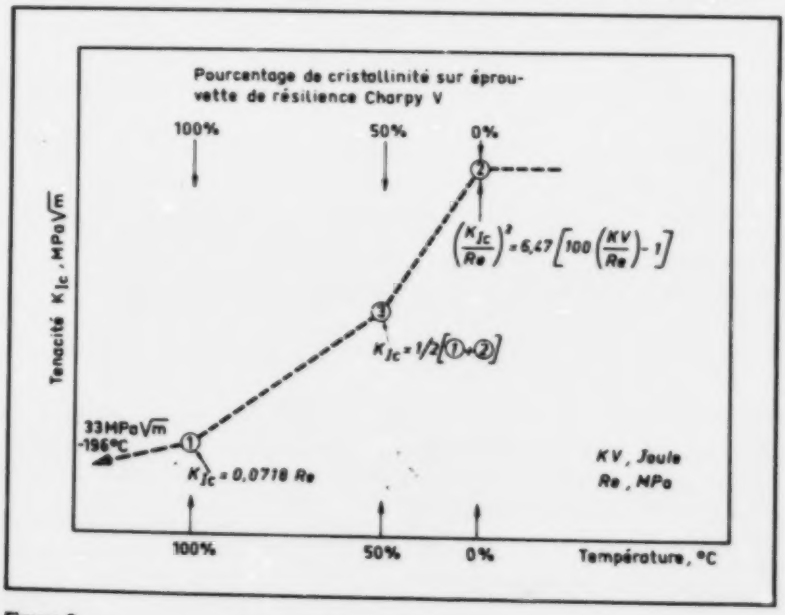


Figure 8
Principe de la méthode proposée par Begley et Logsdon (1971) pour estimer la variation de ténacité K_{Ic} des aciers en fonction de la température.

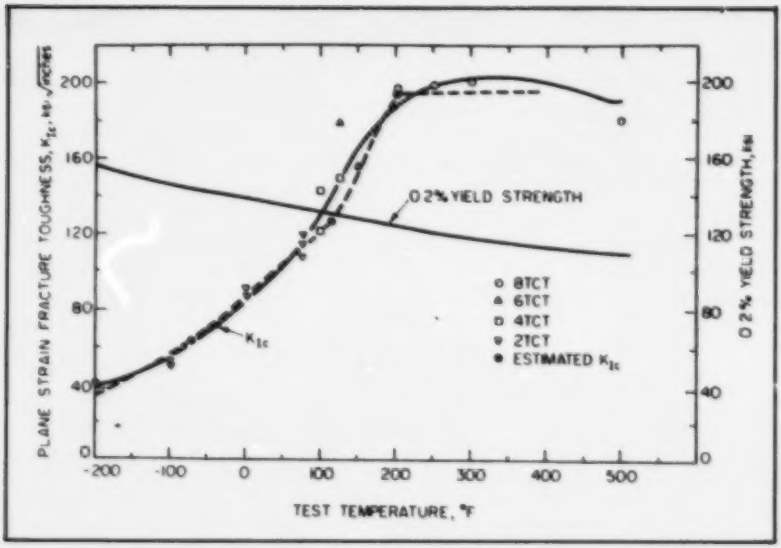


Figure 9
Comparaison des valeurs mesurées et estimées de K_{Ic}, dans le cas d'un acier au Ni-Cr-Mo-V forgé pour rotors d'alternateurs (d'après Begley et Logsdon, 1971).

d) Méthode proposée par l'IRSID

Marandet et Sanz (1977-b) ont mis au point une méthode originale qui s'appuie sur les observations faites à l'occasion d'une étude portant sur plusieurs nuances d'aciers de construction à moyenne résistance ($300 < R_e$, N/mm^2 < 1000) fournis en forte épaisseur (100 à 150 mm):

— un acier au C-Mn à l'état brut de laminage;

— un acier moulé au Mn-Ni-Mo;

— des aciers faiblement alliés au Ni-Cr, au Cr-Mo et au Ni-Cr-Mo à l'état trempé et revenu;

— des soudures électroslag et multipasses;

— un acier ferritique à 13% Cr;

enfin certaines structures typiques de Z.A.C. simulées par traitement thermique.

La comparaison des courbes de transition de la ténacité K_{Ic} aux courbes de transition de la résilience KV a révélé l'existence de deux corrélations, l'une entre les températures de transition, l'autre entre les valeurs K_{Ic} et KV.

Corrélation entre les températures de transition

La température TK_{Ic} étant définie conventionnellement au niveau K_{Ic} = 100 MPa$\sqrt{m}$ et la température TK28 au niveau KV = 28J (ou KCV = 3,5 daJ/cm^2), un simple examen du diagramme présenté à la figure 10 montre qu'il existe entre ces deux critères une relation de la forme:

$$TK_{Ic}100 = 1{,}4\ TK28 \qquad (17)$$

ceci dans le domaine de température où les ruptures se produisent par clivage.

L'établissement de cette corrélation est fondé sur 58 couples de valeurs d'origines diverses (Begley et Toolin, 1973; Iawadate, Karaushi, Watanabe, 1976; Greenberg, Wessel, Pryle, 1970; Wessel, 1969; Logsdon, 1975a et b; Dahl, 1975; Marandet, 1978). Le coefficient de corrélation r est égal à 0,96 et l'écart-type lié Sx/y vaut 12,5°C.

D'après Sanz (1980), la relation (17) établie pour le niveau K_{Ic} = 100 MPa$\sqrt{m}$ est également vérifiée pour d'autres niveaux de K_{Ic} compris entre 40 MPa$\sqrt{m}$ et 160 MPa$\sqrt{m}$. Il définit une relation générale de la forme:

$$TK_{Ic} = \alpha\ TK28 + \beta \qquad (18)$$

le coefficient α = 1,4 étant indépendant du niveau de K_{Ic} choisi.

L'analyse théorique proposée par Sanz (1980) justifie le coefficient α = 1,4 dans les circonstances où la rupture en conditions quasi-statiques est gouvernée par un mécanisme de clivage. Si la rupture est de type intergranulaire, il faut s'attendre à trouver un coefficient α différent de 1,4. Précisons enfin que la même analyse conduit à un coefficient α = 1 en conditions dynamiques.

Corrélation entre K_{Ic} et KV

Si la relation linéaire entre TK_{Ic} et TK28 avait une pente égale à 1, il pourrait exister une corrélation directe entre les valeurs K_{Ic} et KV. En fait, la pente de cette relation n'est pas égale à 1 mais à 1,4. Ceci signifie donc que deux matériaux différents, caractérisés par des températures de transition TK28 décalées de la quantité $(T_4 - T_2)$ seront caractérisés du point de vue ténacité K_{Ic} par des températures de transition TK_{Ic} décalées de la quantité $(T_3 - T_1) = 1{,}4\ (T_4 - T_2)$. La position relative des courbes de transition de la ténacité K_{Ic} et de la résilience KV étant différente, une corrélation directe entre K_{Ic} et KV apparaît donc impossible sauf dans certains cas particuliers. L'exemple présenté à la figure 11 illustre parfaitement cette affirmation. Pour qu'une corrélation directe entre K_{Ic} et KV soit envisageable, il faut que les courbes de transition de la ténacité K_{Ic} et de la résilience

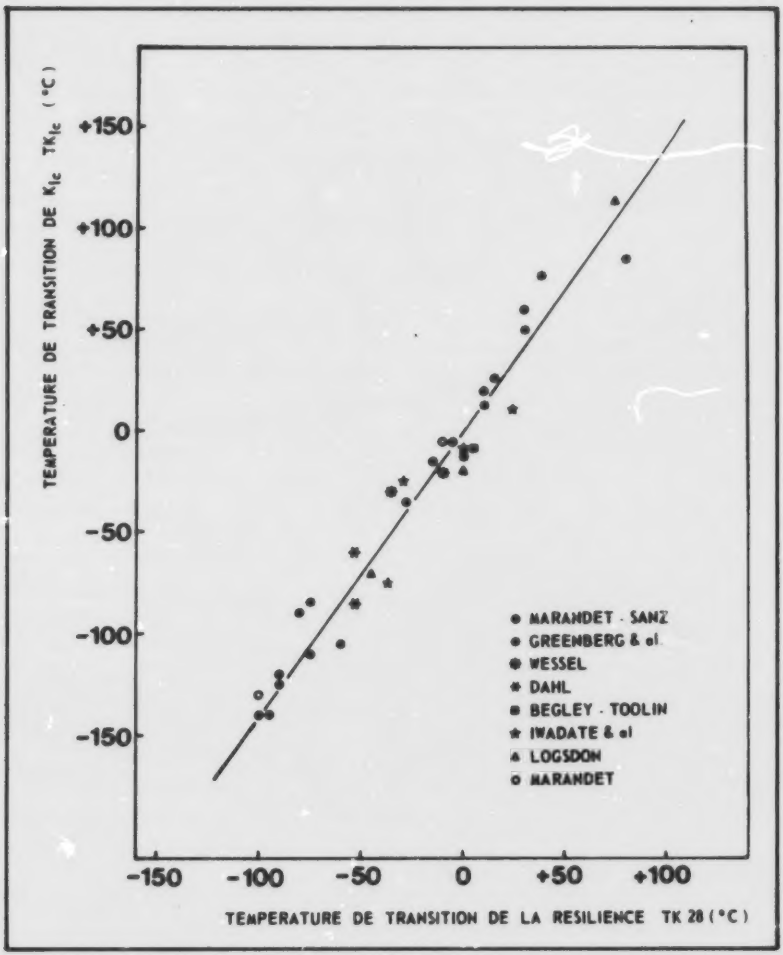


Figure 10
Corrélation entre les températures de transition TK_{Ic} et TK28.

KV occupent la même position, d'où l'idée de procéder à une translation sur l'échelle des températures afin de mettre en coïncidence les températures TK_{Ic} et TK28. En opérant ainsi, Marandet et Sanz (1977) ont mis en évidence la relation suivante (unités S.I.):

$$\frac{K_{Ic}^2}{E} = 1{,}75\ (KV) \qquad (19)$$

où $\frac{K_{Ic}^2}{E}$ est exprimé en N/mm et KV en J

soit, pour les aciers:

$$K_{Ic} = 19\ (KV)^{1/2} \qquad (20)$$

où K_{Ic} est exprimé en $MPa\sqrt{m}$ et KV en J

Ces relations ne sont valables que dans les limites suivantes:

— énergie de rupture KV<80J

— cristallinité ⩾ 80 – 85% à la température TK28.

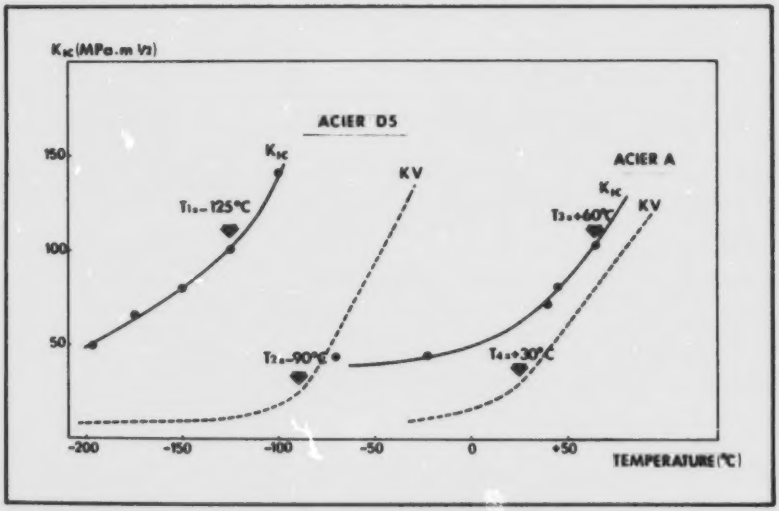


Figure 11
Comparaisons des courbes «K_{Ic} — température» et «KV — température» pour deux aciers foncièrement différents du point de vue résistance à la propagation brutale d'une fissure.

Calcul de la courbe de transition de la ténacité

Les considérations précédentes ont permis de définir une méthode d'évaluation de la ténacité K_{Ic} d'un acier à basse ou moyenne résistance dans le domaine de transition. Le principe de cette méthode est le suivant:

— calculer grâce à la relation (20) [$K_{Ic} = 19(KV)^{1/2}$] la ténacité K_{Ic} correspondant à l'énergie de rupture KV mesurée sur le mouton pendule puis ajuster une courbe de transition sur les points obtenus aux différentes températures;

— décaler ensuite la courbe de transition «K_{Ic} – température» ainsi déterminée de façon à ce qu'elle passe par le point de coordonnées T = TK_{Ic} calculé grâce à la relation (17) [$TK_{Ic} = 1{,}4\ TK28$] et $K_{Ic} = 100$ MPa$\sqrt{m}$.

e) Comparaison des résultats obtenus par les différentes méthodes

Nous avons indiqué précédemment qu'une corrélation directe entre K_{Ic} et KV est improbable puisque les courbes de transition de la résilience KV et de la ténacité K_{Ic} n'occupent pas toujours les mêmes positions relatives sur l'échelle des températures. Mis à part la méthode IRSID qui tient compte de ce phénomène, on peut donc s'attendre à ce que les méthodes décrites précédemment ne conduisent à des évaluations correctes que dans certains domaines de fragilité. Les exemples présentés à la figure 12 permettent en effet de constater que les méthodes proposées par Barsom et Rolfe (1970a), Sailors et Corten (1972), Begley et Logsdon (1971) fonctionnent correctement pour l'acier A dont la température de transition TK28 est élevée, mais elles ne semblent pas s'appliquer aussi bien à l'acier D4 dont la température de transition TK28 est très basse. Au contraire, la méthode décrite par Barsom (1975) conduit à une estimation correcte de la ténacité K_{Ic} dans le domaine intermédiaire, soit pour des températures de transition comprises entre -40°C et -10°C.

2.3 Bases de choix d'une qualité d'acier

Lorsqu'une rupture fragile est à craindre en service, les constructeurs se fondent traditionnellement sur les caractéristiques de résilience Charpy (températures de transition, niveau d'énergie au palier ductile) pour choisir la qualité d'acier offrant les meilleures garanties de ténacité.

L'analyse développée récemment par Sanz (1980) apporte une justification théorique aux usages d'origine empirique ou expérimentale; elle propose aux ingénieurs de bureau d'étude une marche à suivre

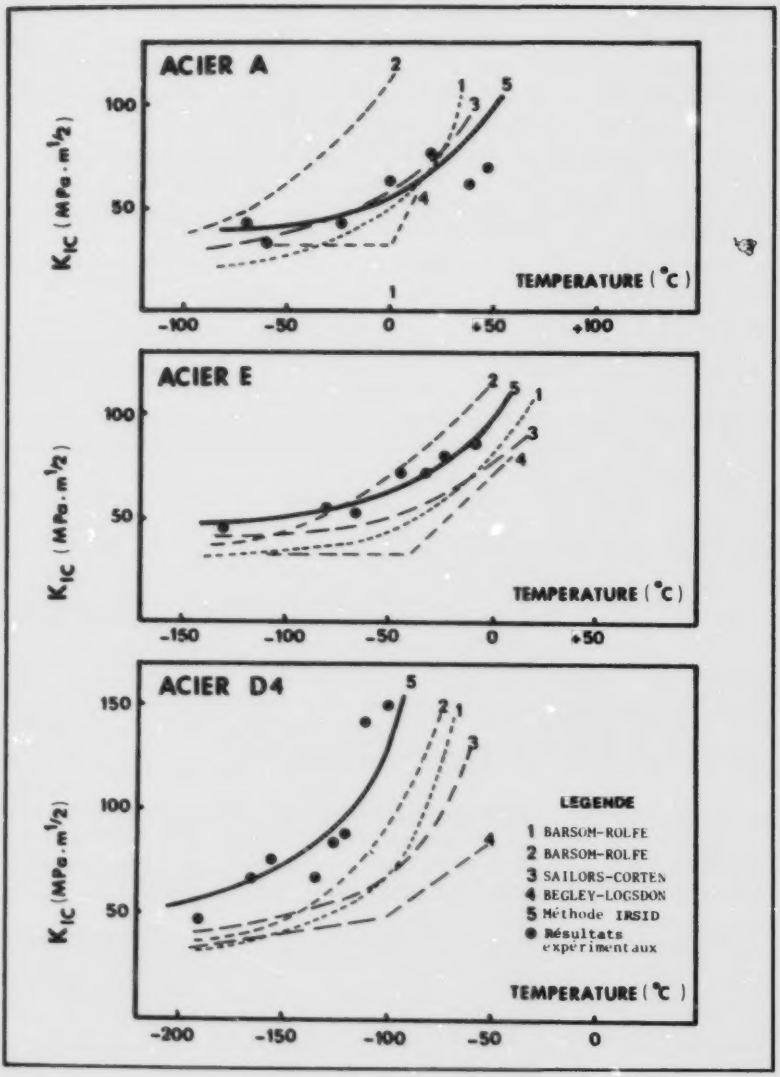


Figure 12
Comparaison des différentes méthodes employées pour calculer la courbe de variation de K_{Ic} avec la température à partir de la courbe de transition de la résilience.

pour définir la température de transition TK28 qui doit être exigée d'un acier afin de garantir une construction contre le risque de rupture fragile dans les conditions d'emploi: épaisseur, température minimale de service et vitesses de sollicitation. Voici les différentes étapes de la réflexion qui président au choix d'une qualité d'acier:

— On détermine d'abord la ténacité K_{Ic} minimale que doit posséder le matériau à la température de service T_S pour qu'un défaut superficiel ou traversant de dimensions données ne provoque pas la rupture. Les hypothèses de calcul sont les suivantes:

— état de déformation plane (épaisseur $\geqslant$ 110 mm)

— sollicitations statiques $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$)

— contrainte imposée σ égale à la limite d'élasticité R_e.

— On détermine ensuite la température à laquelle l'énergie de rupture KV d'une éprouvette de résilience Charpy V doit avoir une valeur de 28J (résilience KCV = 3,5 daJ/cm^2) pour que, à la température de service T_S, le métal ait une ténacité K_{Ic} égale à celle définie précédemment. Il suffit pour cela que:

$$T_S \geqslant TK_{Ic}$$
$$\text{soit } T_S \geqslant 1{,}4\ TK28 + \beta \qquad (21)$$

Compte tenu de la dispersion inhérente à la corrélation entre TK_{Ic} et TK28, on admet par sécurité une température correspondant à:

$$T_S \geqslant TK_{Ic} + 25° \qquad (22)$$
$$\text{soit } T_S \leqslant 1{,}4\ TK28 + \beta + 25°$$

le coefficient β est fonction de la limite d'élasticité R_e.

— On prend en considération l'influence de la vitesse de sollicitation $\dot{\epsilon}$ en utilisant la relation proposée par Barsom et Rolfe (1970) pour rendre compte du décalage ΔT_V des courbes de transition de la ténacité K_{Ic} sur l'échelle des températures en fonction de la limite d'élasticité R_e, soit:

$$\Delta T_V = (83 - 0{,}08\ R_e)\ \dot{\epsilon}^{0{,}17} \qquad (23)$$

où ΔT_V est exprimé en °C, R_e en N/mm^2 et $\dot{\epsilon}$ en s^{-1}

La condition de sécurité précédente devient donc:

$$T_S \geqslant 1{,}4\ TK28 + \beta + 25° + \Delta T_V \qquad (24)$$

— On prend en considération l'influence de l'épaisseur e du produit en utilisant les relations ci-dessous pour rendre compte du décalage ΔT_e des courbes de transition de la ténacité sur l'échelle des températures:

$\Delta T_e = 0$ pour $e \geq 110$ mm (état de déformation plane)
$\Delta T_e = 0{,}53\ e - 59$ pour $110 \geq e$, mm ≥ 60
$\Delta T_e = 0{,}97\ e - 85$ pour $60 \geq e$, mm ≥ 30
$\Delta T_e = 1{,}80\ e - 110$ pour $30 \geq e$, mm ≥ 10 **(25)**

La condition de sécurité devient finalement:
$T_S \geq 1{,}4\ TK28 + \beta + 25° + \Delta T_V + \Delta T_e$ **(26)**

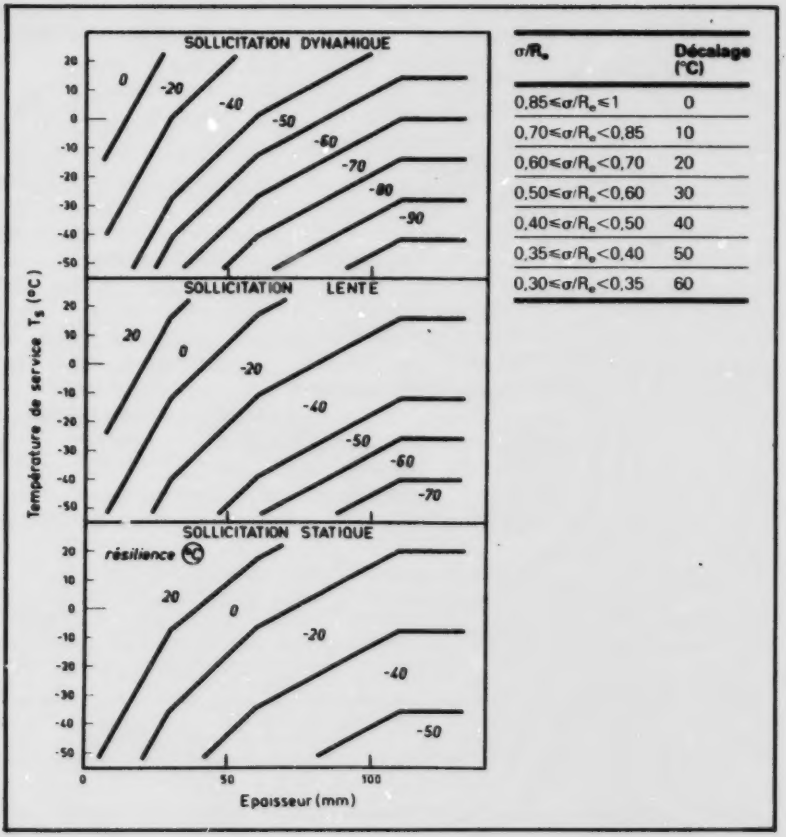
L'abaque construit à partir de cette relation permet, connaissant la température de service T_S et l'épaisseur e du produit, de déterminer la température TK28 correspondant au niveau KV = 28J (ou KCV = 3,5 daJ/cm^2) pour qu'il n'y ait pas de risque de rupture fragile, du moins tant que la taille du défaut traversant ou semi-elliptique ne dépasse pas les dimensions critiques indiquées au tableau I en fonction de l'épaisseur du produit. L'exemple donné à la figure 13 concerne un acier de construction ayant une limite d'élasticité minimale garantie de 355 N/mm^2 (E36, E355, 18MD4-05, etc.). Considérons une température de service $T_S = 0°C$ et une épaisseur e = 50 mm. Si la sollicitation est dynamique ($\dot{\epsilon} \geq 10\ s^{-1}$), l'énergie de rupture KV mesurée au cours d'un essai de résilience Charpy V doit être au minimum de 28J à −40°C. Si la sollicitation est plus lente ($\dot{\epsilon} \sim 10^{-1} s^{-1}$), cette exigence doit être satisfaite à 20°C. Enfin, si la sollicitation est quasi-statique ($\dot{\epsilon} \leq 10^{-4} s^{-1}$), un acier caractérisé par une énergie de rupture KV minimale de 28J à 0°C peut être utilisé.

Épaisseur e (mm)	110	60	30	10
Longueur 2a du défaut traversant admissible (mm)	28	15	8	5

Tableau 1 a)
Dimension des défauts traversants acceptables (en mm).

Épaisseur (mm)	$\frac{a}{c}$ = 1	0,5	0,3	0,2	0,1
110	a = 26,1 2 c = 52,2	a = 14,5 2 c = 58,0	a = 11,5 2 c = 76,7	a = 10,3 2 c = 103	a = 9,5 2 c = 190
60	a = 13,9 2 c = 27,8	a = 7,7 2 c = 30,8	a = 6,1 2 c = 40,7	a = 5,5 2 c = 55	a = 5,0 2 c = 100
30	a = 7,6 2 c = 15,2	a = 4,2 2 c = 16,8	a = 3,3 2 c = 22,3	a = 3,0 2 c = 30	a = 2,8 2 c = 55
10	a = 4,6 2 c = 9,2	a = 2,6 2 c = 10,4	a = 2,0 2 c = 13,5	a = 1,8 2 c = 18	a = 1,7 2 c = 33

Tableau 1 b)
Dimensions des défauts superficiels semi-elliptiques acceptables (en mm).



σ/R_e	Décalage (°C)
$0,85 \leq \sigma/R_e \leq 1$	0
$0,70 \leq \sigma/R_e < 0,85$	10
$0,60 \leq \sigma/R_e < 0,70$	20
$0,50 \leq \sigma/R_e < 0,60$	30
$0,40 \leq \sigma/R_e < 0,50$	40
$0,35 \leq \sigma/R_e < 0,40$	50
$0,30 \leq \sigma/R_e < 0,35$	60

Figure 13
Pour chaque type de sollicitation considérée (dynamique, lente ou statique), l'abaque indique à quelle température l'énergie de rupture KV d'une éprouvette de résilience ISO-V doit être supérieure ou égale à 28 J pour qu'une tôle en acier d'épaisseur donnée et contenant un défaut semi-elliptique ou traversant de dimensions limites fonction de l'épaisseur, ne rompe pas brutalement à la température de service T_S. L'abaque est calculé ici pour un acier ayant une limite d'élasticité R_e égale à 410 N/mm^2.

Des abaques du même type ont été tracés pour différentes nuances d'aciers de construction à caractéristiques minimales garanties ($280 < R_e$, N/mm^2 < 740 N/mm^2).

Lorsque la contrainte imposée en service est inférieure à la limite d'élasticité, il faut appliquer un abattement sur la température minimale TK28 exigible, l'amplitude de ce décalage étant bien entendu fonction du rapport σ/R_e.

Les codes et règlements étrangers concernant le choix des aciers utilisés pour la construction des plates-formes de forage en mer ont été établis, pour la plupart, à partir des résultats d'essais sur éprouvettes de grandes dimensions à entaille centrale (Wide Plate Tests). L'examen du tableau II ci-dessous montre que les épaisseurs maximales admises par ces divers codes pour une température de service T_S et une température d'essai de résilience données, sont en excellent accord avec les valeurs prévues par une approche purement théorique.

Température d'essai de la résilience (°C)	Code	Températures de service T_S (°C) épaisseur (mm)					
		0	−10	−20	−30	−40	−50
0	Lloyds Register of Shipping	20	17	13	—	—	—
	British Department of Energy	20	17	13	11		
	Germanischer Lloyd	10	—	—	—	—	—
	Norwegian Petroleum Directorate	12,5	—	—	—	—	—
	Nippon Kaiji Kyokai	15	—	—	—	—	—
	Méthode IRSID — Sanz 1980	15	—	—	—	—	—
−20	Lloyds Register of Shipping	32	25	20	17	14	—
	British Department of Energy	32	25	20	17	—	—
	Germanischer Lloyd	30	22,5	15	—	—	—
	Norwegian Petroleum Directorate	25		12,5			
	Nippon Kaiji Kyokai	50	34	15	—	—	—
	Méthode IRSID — Sanz 1980	30	25	19	13	—	—
−40	Lloyds Register of Shipping	57	40	31	25	20	17
	British Department of Energy	57	40	31	25	—	—
	Germanischer Lloyd	(50)	50	35	25	—	—
	Norwegian Petroleum Directorate	50		25			
	Nippon Kaiji Kyokai	(50)	(50)	50	34	15	—
	Méthode IRSID — Sanz 1980	58	48	38	28	23	

Tableau 2
Epaisseurs maximales admises par divers codes pour une température de service et une température d'essai de la résilience données. Comparaison avec la méthode proposée par l'IRSID (Sanz, 1980).

Pour un matériau, une épaisseur, une température de service, une vitesse de sollicitation et une contrainte appliquée, la méthode permet donc de définir la température de transition de la résilience TK28 qui doit être exigée afin de garantir la sécurité d'emploi d'une construction métallique contenant un défaut de dimensions données, qu'il soit superficiel à contour semi-elliptique ou traversant. Tout autre type de défaut sollicité en mode simple ou mixte dans un champ de contraintes non uniforme, doit bien entendu être traité comme un cas particulier suivant la même démarche. Après avoir défini la taille admissible du défaut dans la structure, on calcule comme précédemment la valeur minimale de K_{Ic} que doit posséder l'acier en état de déformation plane pour une contrainte appliquée σ. La connaissance de cette ténacité minimale K_{Ic}, permet ensuite de déterminer une température de transition de la résilience TK28 à laquelle la résilience KV doit avoir une valeur minimale de 28 J. Il suffit alors d'effectuer les nécessaires corrections d'épaisseur et de vitesse pour définir la température de transition de la résilience qui garantit la sécurité d'emploi d'une construction dans les conditions de service. Le même genre de raisonnement effectué en sens inverse permet aussi, connaissant la ténacité K_{Ic} du matériau, de calculer la taille de défaut admissible dans la construction. Précisons enfin qu'il est possible, grâce aux corrélations proposées par l'IRSID (Marandet et Sanz, 1977-b), de prendre comme critère de choix une température de transition de la résilience correspondant à un niveau d'énergie différent de 28 J.

3–L'essai de flexion lente ou par choc d'éprouvettes ISO entaillées en V ou pré-fissurées par fatigue

L'essai classique de résilience au mouton-pendule Charpy n'est pas vraiment adapté à l'étude des alliages d'aluminium, de titane et des aciers martensitiques à très haute résistance, ceci pour plusieurs raisons:

— transition inexistante ou peu marquée de la ténacité;

— énergies de rupture KV relativement basses comparées à l'énergie disponible (quelques Joules ou quelques dizaines de Joules seulement);

— discrimination difficile entre matériaux ou états métallurgiques ne présentant pas de différences considérables de ténacité.

Un certain nombre de méthodes simples et peu coûteuses ont donc été proposées dans le but d'évaluer la ténacité de ces matériaux, qui sont caractérisés par un rapport K_{Ic}/R_e relativement faible. Les essais portent toujours sur une éprouvette de type ISO ($10 \times 10 \times 55$) à entaille en V parfois prolongée par une fissure de fatigue afin d'élever la triaxialité des contraintes et de rendre ainsi l'essai plus sévère. Deux types de chargements sont considérés selon les cas: quasi-statique (flexion lente) ou dynamique (rupture par choc). L'essai s'apparente alors à une mesure directe de K_{Ic} ou K_{Id} suivant les exigences de la norme ASTM E399, mais l'éprouvette n'a pas toujours les dimensions suffisantes pour que la rupture brutale se produise en état de déformation plane. Nous présentons ci-dessous trois méthodes d'évaluation de la ténacité K_{Ic} établies à partir de corrélations avec:

— l'énergie spécifique de rupture $(U/B)_c$ en flexion lente;

— la contrainte nominale de rupture σ_N en flexion lente;

— l'énergie de crique nulle ECO en flexion par choc.

3.1 Corrélation entre K_{Ic} et l'énergie spécifique de rupture $(U/B)_c$ en flexion lente

La composition chimique et les traitements thermomécaniques des aciers à rails leur confèrent une structure perlitique dure et résistante à la traction ($700 < R_m$, N/mm^2 < 1100) mais relativement peu tenace à la température ambiante où l'on enregistre des ruptures d'aspect 100% cristallin consommant très peu d'énergie ($KV \leq 5$ J).

L'essai de résilience sur éprouvettes à entaille en U ou en V ne permettant pas de faire une discrimination entre diverses nuances ordinaires ou naturellement dures, nous avons donc été conduits à réaliser des mesures de K_{Ic} au moyen d'éprouvettes compactes d'épaisseur 25 mm préfissurées par fatigue et rompues dans les conditions imposées par la norme ASTM E399. Les difficultés de prélèvement, d'usinage et surtout de préfissuration par fatigue sont malheureusement vite apparues comme des obstacles majeurs au développement de cette pratique en contrôle industriel de qualité. La nécessité de mettre au point une méthode d'évaluation simple et rapide de la ténacité K_{Ic} s'est donc imposée.

L'essai développé à l'IRSID porte sur une éprouvette ISO-V ordinaire. L'éprouvette repose sur deux rouleaux (∅5 mm) distants de $L = 4W = 40$ mm, ceci de telle manière que l'entaille soit située exactement à mi-distance des deux appuis. La déformation est imposée à vitesse constante dans l'axe de l'entaille. On enregistre sur une table traçante X – Y la variation de la force appliquée P(daN) en fonction de

la flèche f(mm) prise par l'éprouvette. Le schéma du dispositif d'essais de flexion lente est présenté à la figure 14.

Par définition, l'aire sous-tendue par la courbe expérimentale «force — flèche» jusqu'à la flèche f_c, est proportionnelle à l'énergie U consommée par la rupture:

$$U = \int_0^{f_c} P df \qquad (27)$$

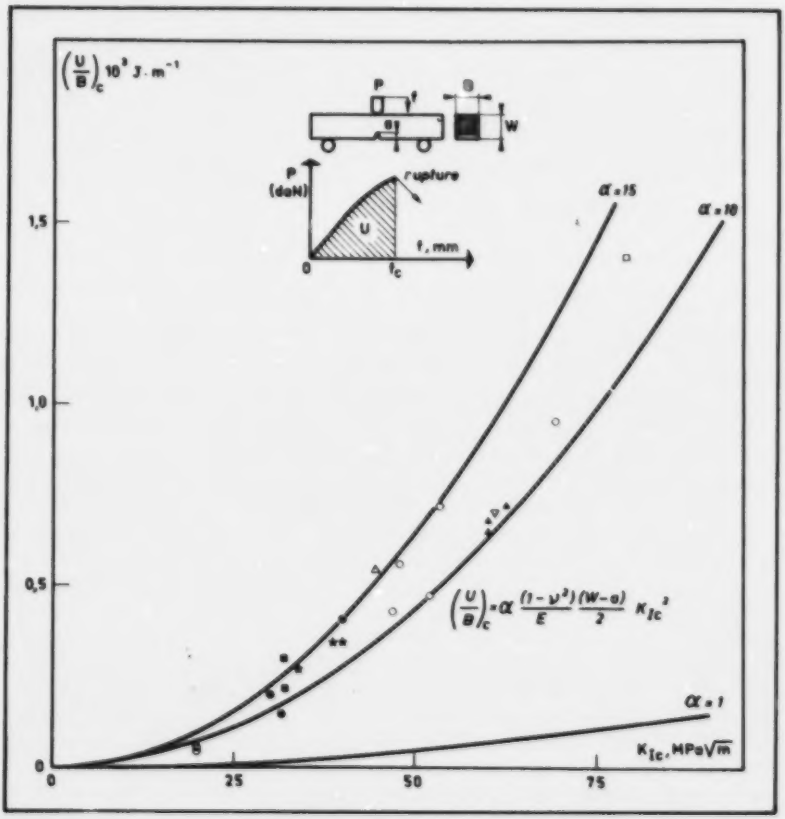


Figure 14
Corrélation entre l'énergie spécifique de rupture ($U/B \cdot 10^3 J \cdot m^{-1}$) d'une éprouvette Charpy V en flexion lente sur appuis et la ténacité K_{Ic} mesurée sur éprouvette CT dans les conditions imposées par la norme ASTM E399.

Les résultats d'essais réalisés à l'IRSID sur plusieurs nuances industrielles et synthétiques d'aciers à rails, sont rassemblés sur le même diagramme à la figure 14. On constate qu'il existe une corrélation entre les valeurs K_{Ic} mesurées directement dans les conditions imposées par la norme ASTM E399 et l'énergie de rupture par unité d'épaisseur $(U/B)_c$ ou énergie spécifique de rupture.

L'existence d'une telle corrélation n'est pas surprenante dans les circonstantes où, comme ici, les ruptures se produisent brutalement sans traces apparentes de ductilité sur les cassures. L'énergie spécifique $(U/B)_c$ est en effet proportionnelle à la valeur critique J_{Ic} par la relation simplifiée:

$$J_{Ic} = \frac{2U}{B(W-a)} \qquad (28)$$

où:
B est l'épaisseur de l'éprouvette
W est la largeur de l'éprouvette
a est la longueur de l'entaille

La relation entre J_{Ic}, G_{Ic} et K_{Ic} étant de la forme (état de déformation plane):

$$J_{Ic} = G_{Ic} = \frac{1-\nu^2}{E} K_{Ic}^2 \qquad (29)$$

Il en résulte finalement que:

$$\left(\frac{U}{B}\right)_c = \frac{(1-\nu^2)}{E} \quad \frac{(W-a)}{2} K_{Ic}^2 \qquad (30)$$

Dans le cas d'une éprouvette ISO-V en acier, on a:
- $B = W = 10$ mm
- $(W-a) = 8$ mm
- $E = 206.000$ MPa
- $\nu = 0{,}3$

mais il apparaît clairement à la figure 14 que les valeurs K_{Ic} déduites de $(U/B)_c$ par la relation théorique (30) sont de trois à quatre fois plus fortes que les valeurs K_{Ic} mesurées dans les conditions imposées par la norme. Ce décalage important tient, semble-t-il, au fait que l'on cherche ici à comparer des résultats d'essais de ténacité portant sur des entailles d'acuité très différente.

L'influence du rayon ρ à fond d'entaille sur l'énergie spécifique de rupture $(U/B)_c$ et la ténacité K_{max} d'un acier 45 CDV 12 pour cylindres de laminoirs, est mise en évidence à la figure 15. On indique ci-dessous la composition chimique (tableau III) et les propriétés mécaniques (tableau IV) du matériau étudié.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V
0,392	0,340	0,302	0,0086	0,009	3,00	0,438	0,085

Tableau 3
Composition chimique (% en poids) de l'acier 45CDV12.

R_e (N/mm²)	R_m (N/mm²)	A (%)	Z (%)	TK28 (°C)	Niveau ductile
1010	1180	12,8	40,0	+220	52

Tableau 4
Caractéristiques mécaniques de traction et de résilience.

Bien que les ruptures brutales par clivage interviennent toujours dans le domaine quasi-élastique des courbes de chargement, il apparaît que les valeurs critiques $(U/B)_c$ et K_{max} augmentent très rapidement avec le rayon ρ à fond d'entaille, surtout dans l'intervalle compris entre $\rho = 0$ (fissure de fatigue) et $\rho = 0{,}25$ mm (entaille normalisée). Pour justifier la corrélation observée expérimentalement entre $(U/B)_c$ et K_{Ic}, on doit donc faire intervenir dans l'équation (30) un coefficient α prenant en compte l'influence du rayon ρ à fond d'entaille. L'expérience montre que, dans le cas particulier des aciers à rails (fig. 14) la valeur du coefficient α est comprise entre 10 et 15. Ceci étant, la nature du matériau et le rayon ρ à fond d'entaille considéré, déterminent l'écart par rapport à la relation théorique, mais l'utilité pratique de la corrélation demeure pourvu qu'elle soit fondée sur un nombre suffisant de données expérimentales préliminaires.

L'examen des résultats présentés au tableau 5 permet enfin de constater qu'à la température ambiante, l'acier 45CDV12 possède une ténacité $K_{Ic} \sim 32{,}5$ MPa$\sqrt{m}$ (norme ASTM E399) en excellent accord avec les estimations faites, soit à partir de la courbe de transition de la résilience ($K_{Ic} = 37$ MPa$\sqrt{m}$), soit à partir de l'énergie spécifique de rupture (32,5 MPa$\sqrt{m} < K_{Ic} < 42$ MPa$\sqrt{m}$).

Précisons cependant que l'usage de la corrélation entre $(U/B)_c$ et K_{Ic} comporte un certain nombre de restrictions élémentaires. Il convient en particulier que l'éprouvette ISO-V casse brutalement en régime quasi-élastique ou après une déviation peu prononcée des courbes «force — flèche». La corrélation devient inapplicable dans les circonstances où une déchirure ductile d'amplitude plus ou moins forte précède la décohésion brutale par clivage ou la rupture par instabilité plastique du ligament. Ces diverses restrictions limitent donc l'application de notre méthode à l'étude d'une catégorie de matériaux offrant une dureté et une résistance élevée au détriment de la ténacité (aciers à rails, aciers à outils, aciers pour cylindres de laminoirs, etc.).

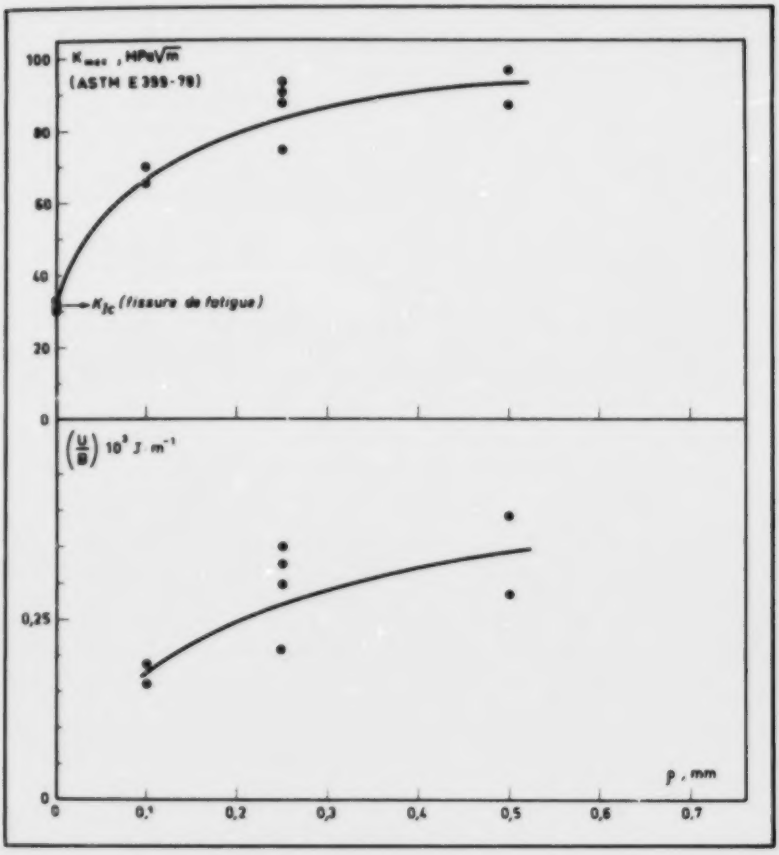


Figure 15
Influence du rayon ρ à fond d'entaille sur l'énergie spécifique U/B_e et la valeur K_{max} du facteur d'intensité de contrainte calculée à la rupture brutale d'éprouvettes ISO-V en acier 45CDV12.

K_{Ic}, MPa$\sqrt{m}$ ASTM E399	K_{Ic} estimé, MPa$\sqrt{m}$ corrélation $K_{Ic} - (U/B)_c$	K_{Ic} estimé, MPa$\sqrt{m}$ corrélation $K_{Ic} - KV$
	42	
33	32,5	37
32	39	
	36,5	

Tableau 5
Comparaison entre les valeurs K_{Ic} mesurées au moyen d'éprouvette CT (norme ASTM E399) et les valeurs K_{Ic} prédites à partir des corrélations mises au point par l'IRSID.

3.2 Corrélations entre K_{Ic} et la contrainte nominale de rupture σ_N en flexion lente

Considérant que le rayon à fond d'entaille d'une éprouvette ISO-V est très insuffisant pour évaluer correctement la ténacité K_{Ic} d'un matériau en état de déformation plane, plusieurs auteurs ont donc proposé de prolonger l'entaille mécanique en V par une fissure de fatigue. Les différents résultats obtenus en particulier par Ronald et al. (1972, 1974), Rich (1973), Succop et al. (1975) sur plusieurs catégories d'alliages (aciers à très haute résistance, alliages d'aluminium et de titane) suggèrent effectivement l'existence d'une relation linéaire entre le rapport K_{Ic}^2/E et l'énergie de rupture par unité de surface non fissurée (W/A) (l'énergie de rupture est symbolisée ici par la lettre W, qui désigne conventionnellement la largeur d'une éprouvette d'essai en mécanique de la rupture), mais les dispersions sont parfois si importantes que seuls des écarts importants de ténacité peuvent être appréciés de façon significative (fig. 16). Les expériences conduites plus récemment par Succop et al. (1977) ont montré que les sources de dispersion d'origine expérimentale sont multiples (acuité des fissures de fatigue, rigidité des machines d'essai, interprétation des enregistrements, etc.) et qu'un essai de flexion lente effectué dans certaines conditions normalisées est susceptible de conduire à une meilleure évaluation de la ténacité K_{Ic}. Malgré ces précautions, la bande de dispersion des résultats expérimentaux peut être étroite dans certains cas (fig. 17-a) ou beaucoup plus large dans d'autres cas (fig. 17-b), sans possibilité aucune de prévoir les circonstances favorables ou défavorables à l'établissement d'une corrélation entre l'énergie spécifique de rupture W/A et le rapport K_{Ic}^2/E.

Dans le cadre de ses travaux sur les méthodes annexes d'essais de rupture, le Sous-Comité E24-03 discute actuellement un projet de norme expérimentale intitulé «Proposed standard method of test for the nominal crack strength of slow bend precracked Charpy specimens of high strength metallic materials». Il s'agit d'une méthode

simple d'évaluation de la ténacité fondée sur l'essai de flexion lente d'une éprouvette ISO-V préfissurée par fatigue (a/W ~ 0,5) et mise en charge à basse vitesse (0,05 à 0,26 kN/s) dans des conditions semblables à celles recommandées pour la mesure de K_{Ic} (norme ASTM E399). Le critère de rupture retenu n'est pas l'énergie spécifique de rupture W/A, mais la contrainte nominale critique σ_N calculée à partir de la force maximum P_{max} par la formule suivante (unités S.I.):

$$\sigma_N = \frac{3P_{max}}{2B} \cdot \frac{S}{(W-a)^2} \qquad (31)$$

où:

P_{max} est la force maximum en N,
B est l'épaisseur de l'éprouvette en m
W est la largeur de l'éprouvette en m
a est la longueur moyenne de l'entaille (mécanique + fissure de fatigue) en m
S est l'écartement des points d'appui en m

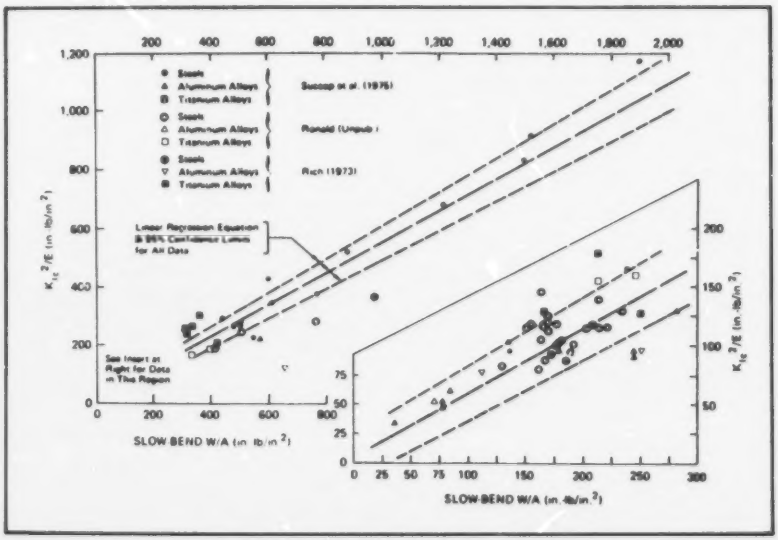


Figure 16
Les résultats obtenus par différents auteurs sur diverses nuances d'aciers et alliages d'aluminium ou de titane, montrent qu'il existe une relation entre le rapport K_{Ic}^2/E et l'énergie de rupture par unité de surface non fissurée W/A d'une éprouvette ISO-V préfissurée par fatigue et soumise à une flexion lente sur appuis (d'après le rapport du National Materials Advisory Board, 1976).

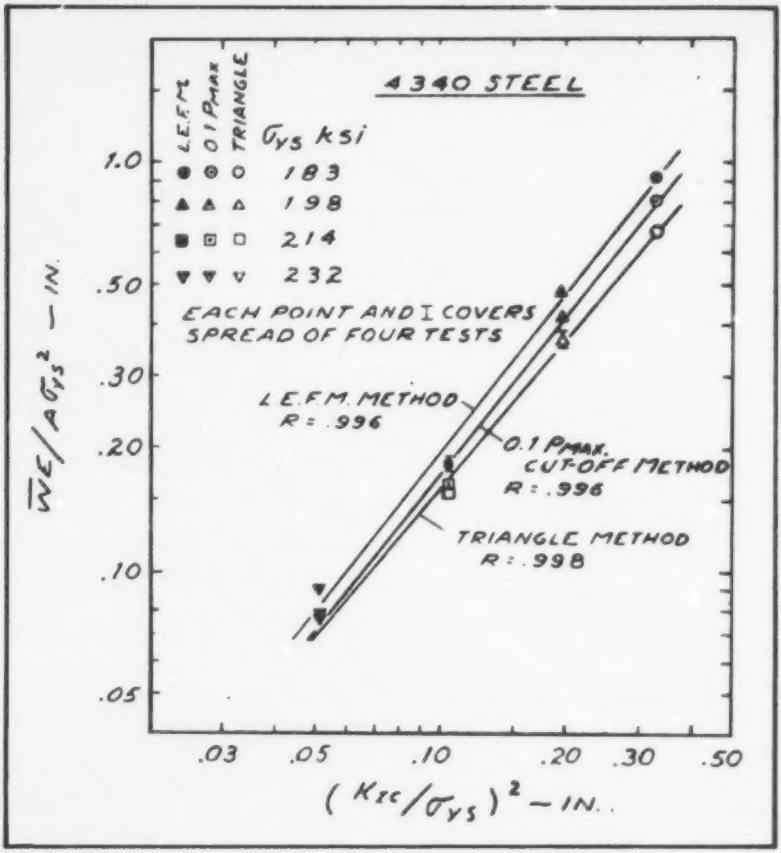
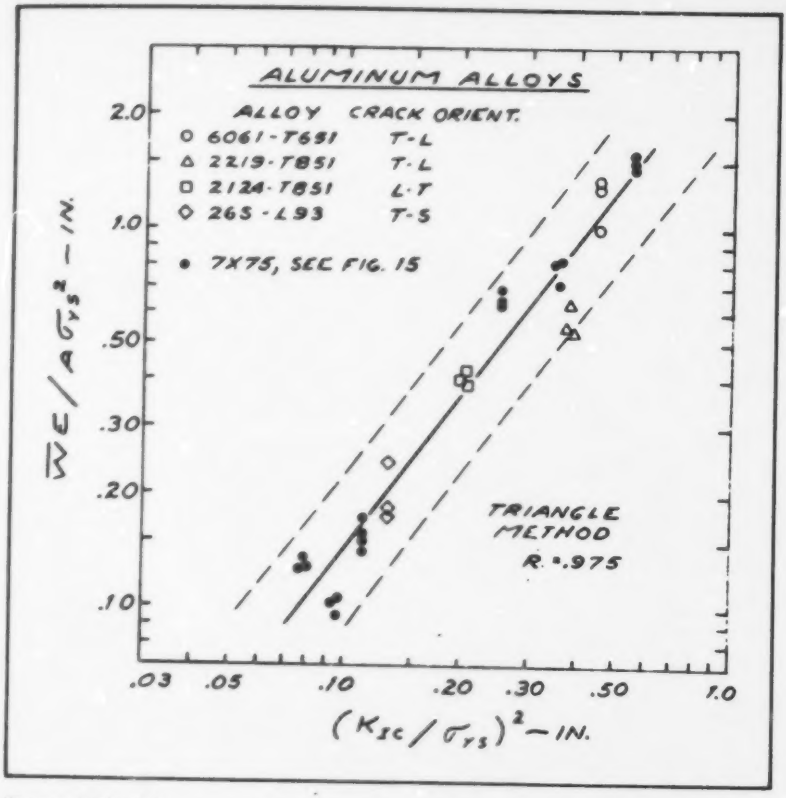


Figure 17a)

D'après Succop et Brown (1977), il existe en effet une relation linéaire justifiable théoriquement entre le taux de contrainte σ_N/R_e ou σ_N/R_m et le rapport K_{Ic}/R_m, la limite d'écoulement plastique de Green et Hundy (1956) constituant ici une borne supérieure. Une simple comparaison des figures 17-a, b et 18-a, b permet de constater que les corrélations établies pour les mêmes matériaux (acier 4340 — alliages d'aluminium) entre K_{Ic} et l'énergie spécifique de rupture W/A ou la contrainte nominale critique σ_N présentent les mêmes dispersions. La méthode fondée sur le calcul de σ_N offre toutefois sur la précédente l'avantage de la simplicité car elle n'exige que la connaissance de P_{max}.



Figures 17a) et b)
Corrélations entre la ténacité K_{Ic} et l'énergie spécifique de rupture (W/A) d'une éprouvette ISO-V préfissurée par fatigue (d'après Succop et al. 1977).

En principe, l'usage de cette méthode doit être réservée aux matériaux qui possèdent une limite d'élasticité R_e supérieure à 1400 N/mm² pour les aciers, 275 N/mm² pour les alliages d'aluminium, enfin 850 N/mm² pour les alliages de titane.

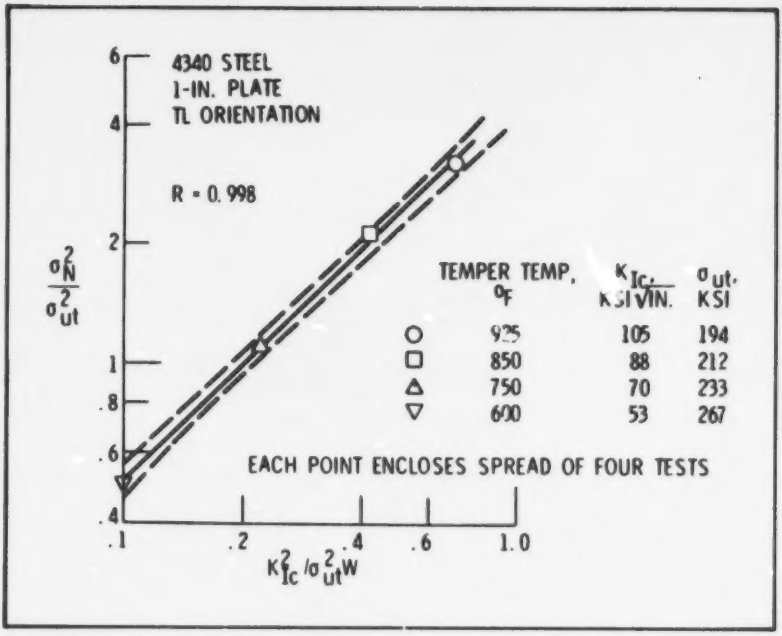
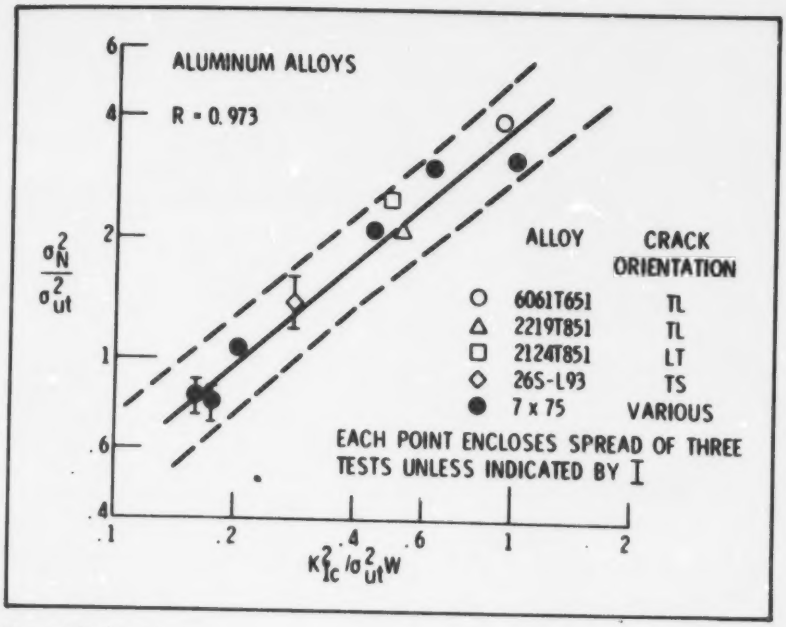


Figure 18a)

3.3 Corrélations entre K_{Ic} et l'énergie de crique nulle ECO en flexion par choc

L'essai ECO a été mis au point il y a une dizaine d'années (Ravez, 1970, 1972, 1975) dans le but d'évaluer la ténacité K_{Ic} des aciers à très haute résistance de type 35NCD16, 40CDV20, Maraging à 18% Ni etc., bref des aciers qui, à l'état traité, sont caractérisés par une contrainte de rupture R_m comprise entre 1300 N/mm^2 et parfois plus de 2000 N/mm^2.

Le principe de la méthode est le suivant. Plusieurs éprouvettes de type ISO-V sont préfissurées par fatigue jusqu'à différentes profondeurs. Elles sont ensuite rompues en flexion par choc (3 à 5,5 m/s) sur un petit mouton-pendule assez sensible pour mesurer avec précision des énergies de rupture inférieures à 1 daJ (fig. 19). On reporte ensuite sur un diagramme l'énergie de rupture lue sur le cadran de la machine en fonction de la longueur moyenne de l'entaille (mécanique + fissure de fatigue) mesurée sur la cassure après l'essai. L'expérience montre alors que l'énergie de rupture est proportionnelle aux dimensions du ligament non fissuré (fig. 20). Il suffit d'ajuster sur les points expéri-



Figures 18a) et b)
Corrélations entre la ténacité K_{Ic} et la contrainte nominale critique σ_N d'une éprouvette ISO-V préfissurée par fatigue (d'après Succop et Brown, 1977).

mentaux une droite passant par le point de coordonnées x = profondeur d'entaille = 8 mm et y = énergie de rupture = 0 pour obtenir l'énergie de crique nulle ECO à l'intersection de cette droite avec l'axe des ordonnées.

Les essais comparatifs réalisés sur les mêmes matériaux (aciers 35NCD16, 40CDV20, Maraging à 18% Ni) traités dans différentes conditions ont permis de mettre en évidence une excellente corrélation entre la ténacité K_{Ic} mesurée dans les conditions imposées par la norme ASTM E399 et l'énergie ECO déterminée comme indiqué ci-dessus au moyen d'éprouvettes ISO-V préfissurées par fatigue et soumises à une flexion par choc (Sanz, 1976).

La relation établie à partir des résultats présentés à la figure 21 est de la forme:

$$ECO = 1{,}05 \cdot 10^{-3} K_{Ic}^2 \quad (32)$$

avec ECO en J et K_{Ic} en $MPa\sqrt{m}$.

Figure 19
Mouton-pendule utilisé pour la mesure précise des énergies de rupture inférieures ou égales à 10 J.

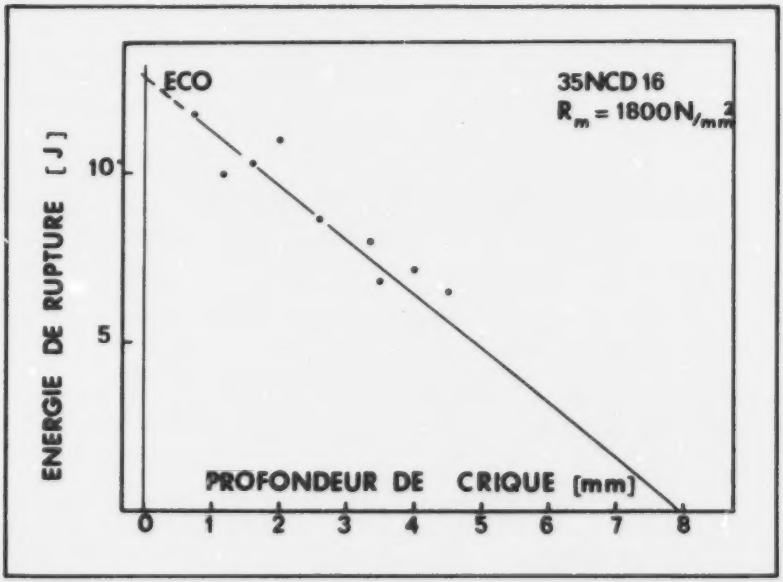


Figure 20
Variation de l'énergie de rupture avec la profondeur de crique pour un acier à très haute résistance.

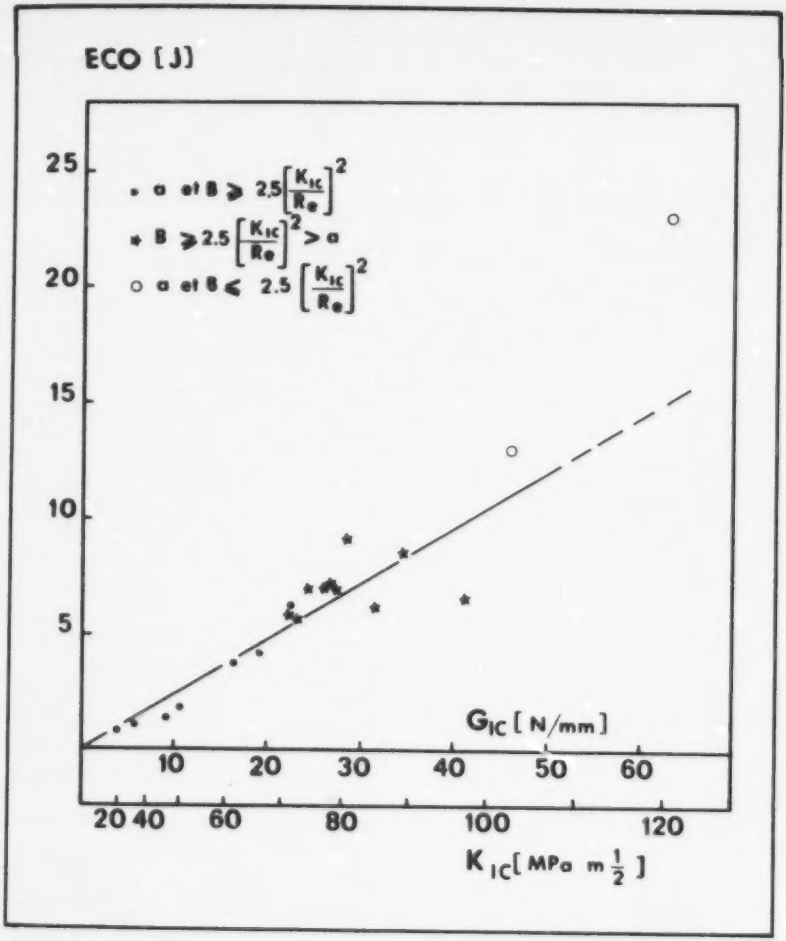


Figure 21
Corrélation entre l'énergie de crique nulle ECO et la ténacité G_{Ic} ou K_{Ic}.

L'équivalence entre K_{Ic} et ECO n'est cependant vérifiée que dans un domaine restreint d'énergies (ECO<20 J) correspondant à des matériaux caractérisés par un rapport K_{Ic}/R_e suffisamment faible pour assurer le confinement de la plasticité en pointe de fissure.

L'industrie aéronautique fait aujourd'hui une large utilisation de cet essai, appelé parfois essai «FISSAD», dans différents domaines: re-

cherche, contrôles de réception sur produits et sur pièces en aciers ou alliages de titane à haute résistance (Ravez, 1970, 1979; Odorico et Budillon, 1979; Bevalot, 1979). La procédure expérimentale est définie par la norme AIR0814 (1976).

4–L'essai de déchirure dynamique «Dynamic Tear Test»

L'essai «Dynamic Tear» ou DT a été mis au point par l'U.S. NAVY dans le but de caractériser la ténacité à rupture des aciers et alliages d'aluminium ou de titane utilisés en construction navale. Dans sa version d'origine (1960), il s'agit d'un essai de flexion par choc au mouton vertical sur éprouvette à entaille latérale («Drop Weight Tear Test» DWTT), la rupture s'amorçant non pas à l'extrémité d'une discontinuité géométrique mais sur un fin cordon de métal fondu fragilisé par l'implantation de titane sous faisceau d'électrons (Pellini et al., 1965). À cette époque, la mesure d'une énergie de rupture au mouton vertical présentait l'inconvénient de nécessiter plusieurs éprouvettes. Dès 1963, le Naval Research Laboratory entreprit donc la construction d'un mouton-pendule de très forte capacité (6300 lb. pi. ou 8500 J) afin de permettre la lecture directe de l'énergie au moyen d'une seule éprouvette ayant 1 po. ou plus d'épaisseur. Quelque temps plus tard, le cordon de soudure fragilisé au titane fut remplacé par une simple entaille usinée. Dans un souci d'économie de matière, on réduisit enfin l'épaisseur de l'éprouvette de 1 po. à ⅝ po. (Cooley et Lange, 1967). Ainsi se présente donc aujourd'hui l'essai D.T. qui a été adopté par l'U.S. NAVY en 1973 (MIL — STD 1601 [Ships]) et approuvé par le Comité E24 en 1977 sous le titre «Standard Test Method for Dynamic Tear Energy of Metallic Materials» (ANSI/ASTM E604-77).

L'éprouvette normalisée de type DT est un barreau parallélépipédique de dimensions $B \times W \times L = 15{,}8 \times 38 \times 181$ mm^3, entaillé sur un chant à mi-longueur (fig. 22). La rupture s'amorce sur l'arête très aiguë ($\rho \sim 0{,}025$ mm) d'une entaille pressée par un couteau en acier à outil. Cette procédure limite le domaine d'application de la méthode aux matériaux de dureté $HR_c \leq 60$.

L'essai DT consiste à rompre l'éprouvette en flexion par choc sous l'action d'une masse tombant à grande vitesse (4,9 à 8,5 m/s) dans l'axe de l'entaille. Les principaux paramètres mesurés sont:

— l'énergie consommée par la rupture du ligament non entaillé (W – a);

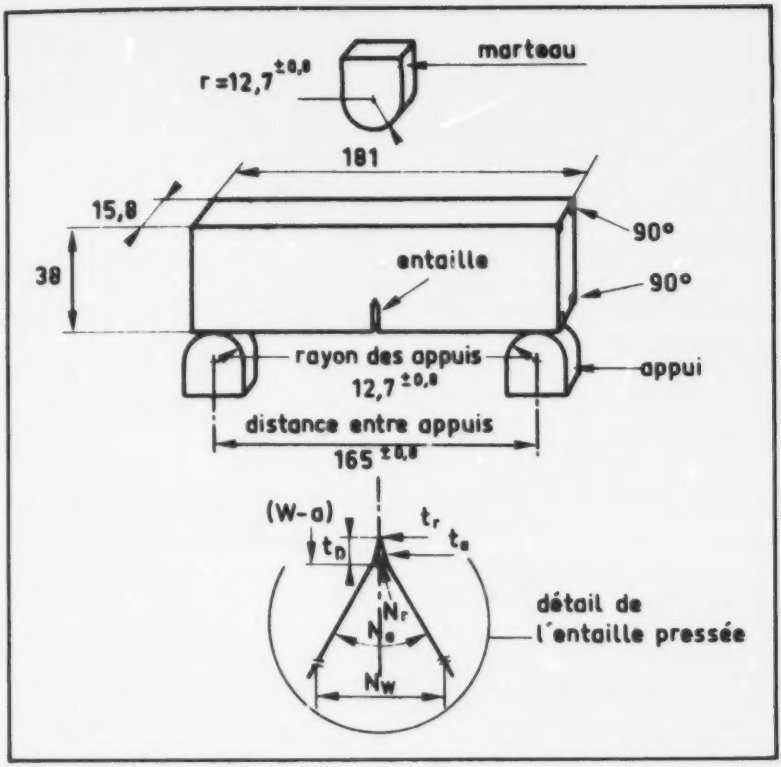


Figure 22
Essais de déchirure dynamique ou «Dynamic Tear Test» en flexion par choc sur éprouvettes DT (⅝ po.) à entaille latérale pressée (norme ASTM E604-77).

— l'aspect macroscopique des cassures exprimé en % de cristallinité;

— le pourcentage de lèvres ductiles latérales;

— le pourcentage de cristallinité.

L'étude des aciers de construction à basse et moyenne résistance exige l'exécution d'une série d'essais couvrant une large gamme de températures. On détermine ainsi une courbe de transition comparable à celle obtenue par une série d'essais de résilience Charpy V mais décalée vers les températures plus élevées (fig. 23), ceci pour deux raisons:

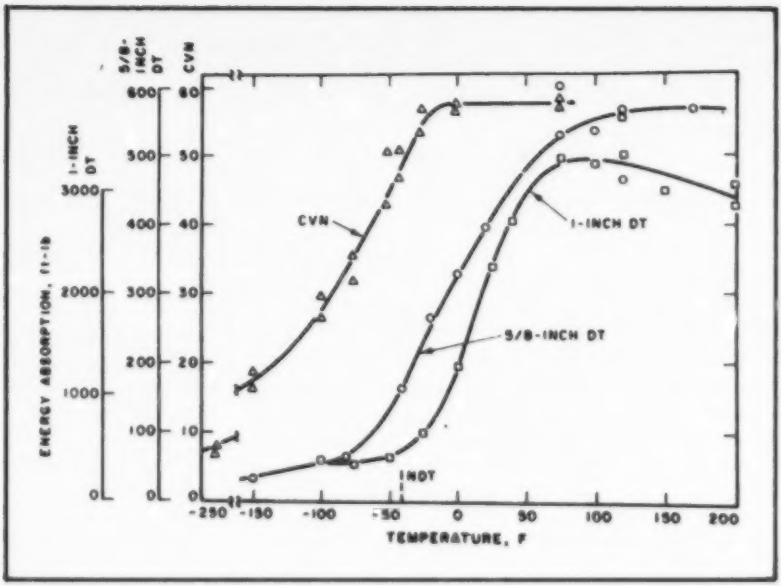


Figure 23
Comparaison des énergies de rupture mesurées en flexion par choc, d'une part sur éprouvettes ISO-V, d'autre part sur éprouvettes DT d'épaisseur ⅝ po. et 1 po. (acier A517). La température de ductilité nulle (NDT) définie par l'essai Pellini «Drop-weight» est située au pied de la courbe de transition de l'énergie DT (d'après Barsom, 1977).

— l'éprouvette DT est plus épaisse que l'éprouvette ISO; elle possède aussi une amorce de rupture plus aiguë;

— l'opération de pressage provoque une pré-déformation plastique du matériau en pointe de fissure, réduisant ainsi sa capacité de déformation ultérieure; elle introduit également des contraintes résiduelles d'intensité non négligeables.

Il s'agit donc d'un essai extrêmement sévère qui conduit à une évaluation par défaut de la ténacité d'un acier sous sollicitation dynamique.

4.1 Corrélations entre les résultats d'essais DT et les critères de ténacité NDT, K_{Ic}, K_{Id} dans le domaine de transition des aciers à basse et moyenne résistance

Les relations existant entre la courbe de transition de l'énergie de rupture DT et la température de ductilité nulle NDT déterminée par l'essai Pellini «Drop-Weight» (ASTM E208-69) ont été mises en évidence par plusieurs auteurs (Pellini et al. 1965; Pellini et Loss, 1969; Hawthorne et Loss, 1974). La température de ductilité nulle NDT correspond toujours à la transition du mode de rupture par clivage au mode de rupture mixte (clivage + coalescence de microcavités); elle est toujours située au pied de la courbe de transition de l'énergie de rupture DT comme en témoignent les résultats présentés à la figure 23.

Le Naval Research Laboratory a également consacré de grands efforts à la recherche de relations entre les courbes de transition de la ténacité K_{Ic} (statique ou dynamique) et de l'énergie de rupture DT. Bien que les conditions de triaxialité maximum soient satisfaites dans les deux types d'essais, la transition de K_{Ic} se produit toujours à plus basse température que la NDT ou la transition de l'énergie DT. Les lecteurs particulièrement intéressés par l'étude des relations entre K_{Ic}, K_{Id}, NDT et l'énergie de rupture DT à la lumière du diagramme de rupture proposé par Pellini (FAD) pourront se reporter aux nombreuses publications du Naval Research Laboratory (Goode, 1972, 1974; Goode et Huber, 1965; Goode et al. 19677; Judy et Goode, 1973; Judy et al. 1973; Pellini 1967, 1968, 1969, 1973; Pellini et al. 1965; Pellini et Puzak, 1963, 1964).

4.2 Corrélations entre K_{Ic} et l'énergie de rupture DT en régime de déchirure ductile

L'existence d'une corrélation entre K_{Ic} et l'énergie de déchirure DT est confirmée par un certain nombre de résultats expérimentaux obtenus aussi bien sur des aciers à très haute résistance que sur des alliages d'aluminium ou de titane.

Dès 1967, les chercheurs du Naval Research Laboratory ont entrepris des mesures de K_{Ic} et d'énergie de déchirure DT sur plusieurs nuances d'aciers à haute résistance (Maraging à 12% Ni et 18% Ni; 9-4 – 0,25 C; 4140) caractérisés par une limite d'élasticité R_e voisine de 1300 MPa. La corrélation empirique établie par Freed et Goode (1969) au moyen d'éprouvettes de flexion ayant 1 po. d'épaisseur, est présentée à la figure 24. Des résultats identiques ont d'ailleurs été obtenus

quelques années plus tard (Steel Foundry Facts, 1973) à l'occasion d'une étude portant sur une grande variété d'aciers moulés.

Une corrélation entre K_{Ic} et DT a également été mise en évidence pour divers alliages de titane à haute résistance (Ti – 6 Al – 4 V; Ti – 6 Al – 4 V – 2 Mo; Ti – 5 Al – 2 V – 2 Mo – 2 Sn, etc.) caractérisés par une limite d'élasticité R_e comprise entre 750 et 1000 MPa. L'examen du diagramme présenté à la figure 25 permet d'ailleurs de constater que les résultats des essais réalisés par Judy et al. (1973) sur des plaques de forte épaisseur (3 po.) sont en bon accord avec ceux obtenus précédemment par Freed et Goode (1969) sur des plaques de plus faible épaisseur (1 po.). La dispersion des données expérimentales est attribuée, pour l'essentiel, aux variations de propriétés mécaniques d'un point à l'autre des plaques et surtout aux gradients de ténacité dans l'épaisseur.

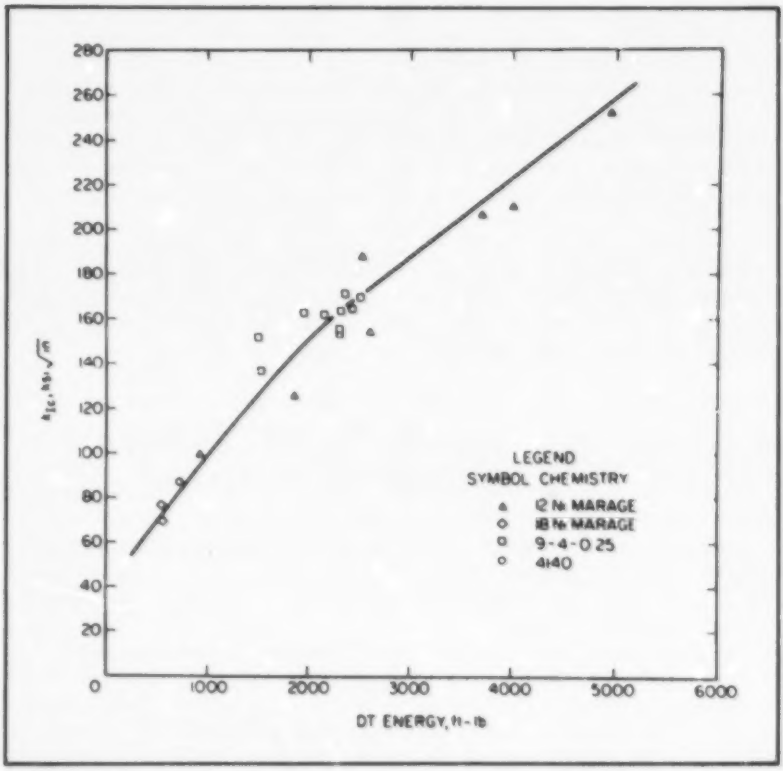


Figure 24
Corrélation entre l'énergie de rupture d'éprouvettes DT (1 po.) et la ténacité K_{Ic} pour diverses nuances d'aciers à haute résistance (d'après Freed et Goode, 1969).

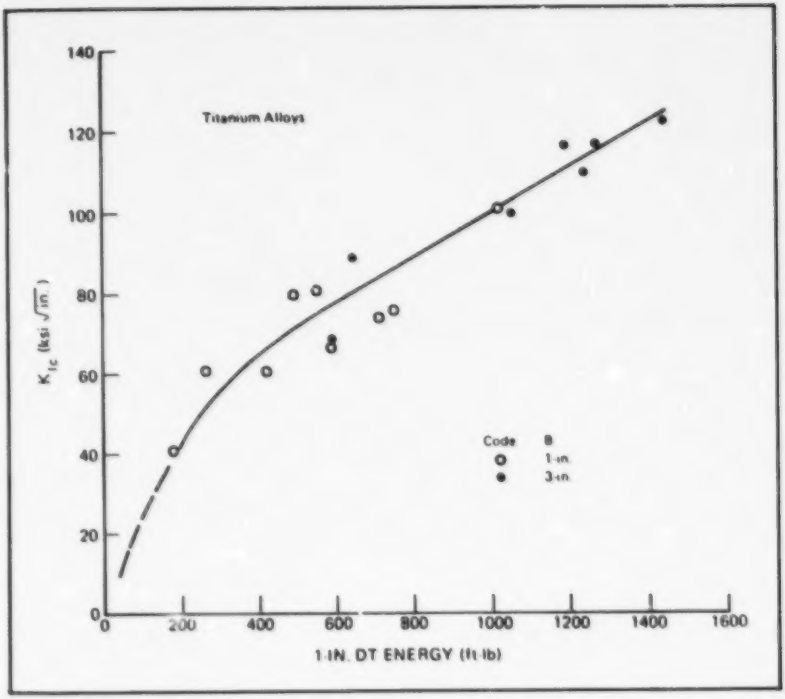


Figure 25
Corrélation entre l'énergie de rupture d'éprouvettes DT (1 po.) et la ténacité K_{Ic} déterminée en pleine épaisseur (1 po. et 3 po.) dans des plaques en alliages de titane (d'après Judy et al, 1973).

Signalons enfin l'existence d'une corrélation entre K_{Ic} et DT, établie par Freed et al. (1971) pour une dizaine d'alliages d'aluminium des séries 2000 (2020-T651; 2024-T4; 2219-T87 etc.) et 7000 (7075-T6; 7079-T6; 7106-T63, etc.) caractérisés par une limite d'élasticité R_e comprise entre 300 et 500 MPa. Les résultats obtenus par ces auteurs sur des plaques ayant 1 po. d'épaisseur sont rassemblés à la figure 26. Un point supplémentaire est porté sur le même diagramme. Il est extrait des travaux de Nelson et Kaufman (1972) portant sur une plaque de forte épaisseur (3 po.) en alliage 7005-T6351. Ce résultat confirme la corrélation entre K_{Ic} et l'énergie DT mise en évidence quelques temps plus tôt sur des plaques plus minces (1 po.).

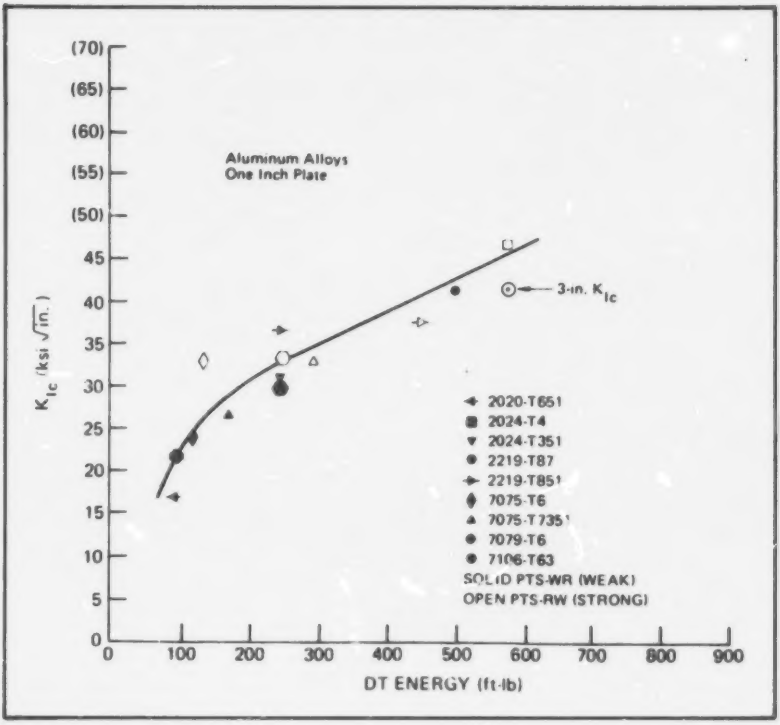


Figure 26
Corrélation entre l'énergie de rupture d'éprouvettes DT (1 po) et la ténacité K_{Ic} déterminée en pleine épaisseur (1 po et 3 po) dans des plaques en alliages d'aluminium (d'après Freed et al, 1971).

4.3 Évaluation de K_{Ic} à partir de l'énergie de rupture DT

L'abaissement de ténacité au plateau ductile supérieur avec l'augmentation de la limite d'élasticité des matériaux de construction est un phénomène général qui s'apparente, pour un matériau donné, à la diminution de ténacité avec la température. Pellini (1971) a proposé de décrire ces phénomènes par un diagramme rationnel ou Ratio Analysis Diagram (RAD) dont l'objet est d'établir une liaison entre les grandeurs issues d'essais conventionnels (KCV, DT) et le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic}, ceci en relation avec la contrainte appliquée σ et la longueur du défaut a.

Le diagramme RAD présenté à la figure 27 concerne une plaque ayant 3 in. d'épaisseur en alliage de titane (Judy et al. 1973). Une «limite technologique» est indiquée pour l'année 1970: elle décrit les plus hautes ténacités pouvant être atteintes à l'époque considérée pour cette catégorie d'alliages. Les lignes rationnelles ou «ratio lines» qui partent de l'origine expriment la condition minimum d'épaisseur garantissant l'état de déformation plane:

$$B \geq 2{,}5 \left(\frac{K_{Ic}}{R_e}\right)^2 \qquad (33)$$

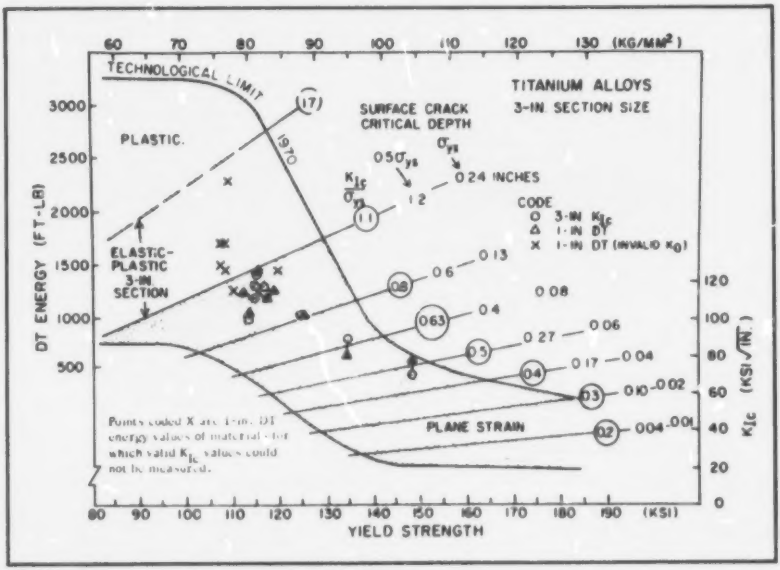


Figure 27
Diagramme RAD de Pellini pour les alliages de titane sous forme de plaques épaisses (3 po.) (d'après le rapport National Materials Advisory Board, 1976).

Dans le cas d'une plaque ayant 3 po. ou 75 mm d'épaisseur la condition de déformation plane est donc satisfaite si le rapport K_{Ic}/R_e est égal à 1,1.

La même analyse conduit, pour des plaques plus minces, à des rapports $K_{Ic}/R_e < 1,1$, qui sont compris entre 0,8 et 0,2. L'accord existant entre ces droites théoriques et les résultats expérimentaux montre que la simple connaissance de l'énergie de rupture DT est susceptible de fournir une évaluation très précise du rapport K_{Ic}/R_e pour un matériau d'épaisseur donnée.

5– L'essai de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées

Voici maintenant une quinzaine d'années que l'Aluminium Company of America (Alcoa Research Laboratories) préconise d'utiliser l'essai de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées pour évaluer la ténacité à rupture K_{Ic} des alliages d'aluminium (Kaufman, 1962, 1965, 1967, 1971, 1972, 1976; Brown, 1967; Jones, Bucci et al. 1977). Un groupe de travail (Task Group E24-01-07) animé par J.G. Kaufman a été chargé par le Comité E24 de l'ASTM de préparer un projet de recommandation expérimentale qui a d'ailleurs été accepté pour publication par l'ASTM en 1976 sous le titre «Tentative Method for Sharp-Notch Tension Testing with Cylindrical Specimens» (ASTM E602-76T).

L'essai a pour but de déterminer la contrainte nominale sous entaille aiguë («Sharp-notch strength») d'une éprouvette de dimensions particulières, la valeur ainsi mesurée étant bien entendu fonction de ces dimensions et des caractéristiques du matériau. Le rapport de la contrainte nominale sous entaille aiguë à la limite d'élasticité («sharp-notch-to-yield strength ratio») constitue, dans certaines limites, un indice de la résistance à la propagation brutale d'une fissure en état de déformation plane.

Il est recommandé d'utiliser une éprouvette cylindrique de diamètre extérieur D = 12,7 mm ou 26,9 mm et de diamètre sous entaille d = 8,96 mm ou 19,0 mm, le rapport d/D étant égal à 0,707. Comme indiqué sur le schéma présenté à la figure 28-a, la partie utile doit avoir une longueur minimum L telle que $L/D \geq 2$ afin que l'influence des têtes d'amarrage devienne négligeable. Un soin particulier doit être porté à l'usinage d'une entaille concentrique en forme de V(60° ± 5°) à mi-longueur du fût calibré. Il convient en particulier que l'excentricité de la gorge circulaire n'excède pas 0,025 mm avec un rayon à fond d'entaille inférieur ou égal à 0,018 mm. En pratique, ces exigences très

sévères limitent l'application de la méthode à des matériaux facilement usinables comme les alliages d'aluminium ou de magnésium.

L'éprouvette à têtes coniques (fig. 28-b) ou filetées (fig. 28-c) peut être amarrée sur la machine de traction par n'importe quel système, pourvu que les contraintes de flexion résultant d'une erreur d'usinage ou plus encore d'un mauvais alignement d'ensemble des différentes pièces qui composent la ligne de chargement (éprouvette, chapes, etc.) soit réduite au minimum. La norme décrit une procédure de vérification préliminaire au moyen d'une éprouvette de géométrie cylindrique équipée de quatre jauges piézo-résistives montées à 90° l'une de l'autre dans la partie médiane de la section réduite. Le montage est considéré comme satisfaisant si, au terme de cette procédure, l'écart relatif maximum des contraintes de flexion mesurées n'excède pas 10% pour une contrainte moyenne de 205 MPa.

L'essai de traction est conduit de la même manière qu'un essai conventionnel sur éprouvette lisse à vitesse de chargement contrôlée (<960 MPa/mn dans la section réduite). Aucune mesure de la déformation n'est cependant exigée, la seule connaissance de la charge maximum de rupture P_{max} étant nécessaire au calcul de la contrainte nominale sous entaille («notch-tensile-strength» ou «sharp-notch-strength»):

$$\sigma_{NTS} = \frac{4\,P_{max}}{\pi d^2} \qquad (34)$$

Il suffit ensuite de diviser la valeur ainsi mesurée par la limite d'élasticité conventionnelle à 0,2% («yield strength») pour obtenir le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS} («notch-strength-to-yield-strength ratio ou «sharp-notch-strength to yield strength ratio»).

D'après Irwin (1956, 1961), la contrainte nominale sous entaille aiguë σ_{NTS} est reliée théoriquement au facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} par une expression générale de la forme:

$$K_{Ic} = \sigma_{NTS}[D]^{1/2}\left[2\left(\frac{d}{D}\right)^4 \cdot \left(1 - \frac{d}{D}\right) + 0{,}364\left(\frac{d}{D}\right) \cdot \left(1 - \frac{d}{D}\right)^2\right]^{1/2} \qquad (35)$$

où D et d sont respectivement le diamètre extérieur et le diamètre sous entaille du barreau cylindrique.

Dans le cas particulier où $\frac{d}{D} = 0{,}707$, Tada (1973) propose l'équation suivante:

$$K_{Ic} = 0{,}454\,\sigma_{NTS}\,[D]^{1/2} \qquad (36)$$

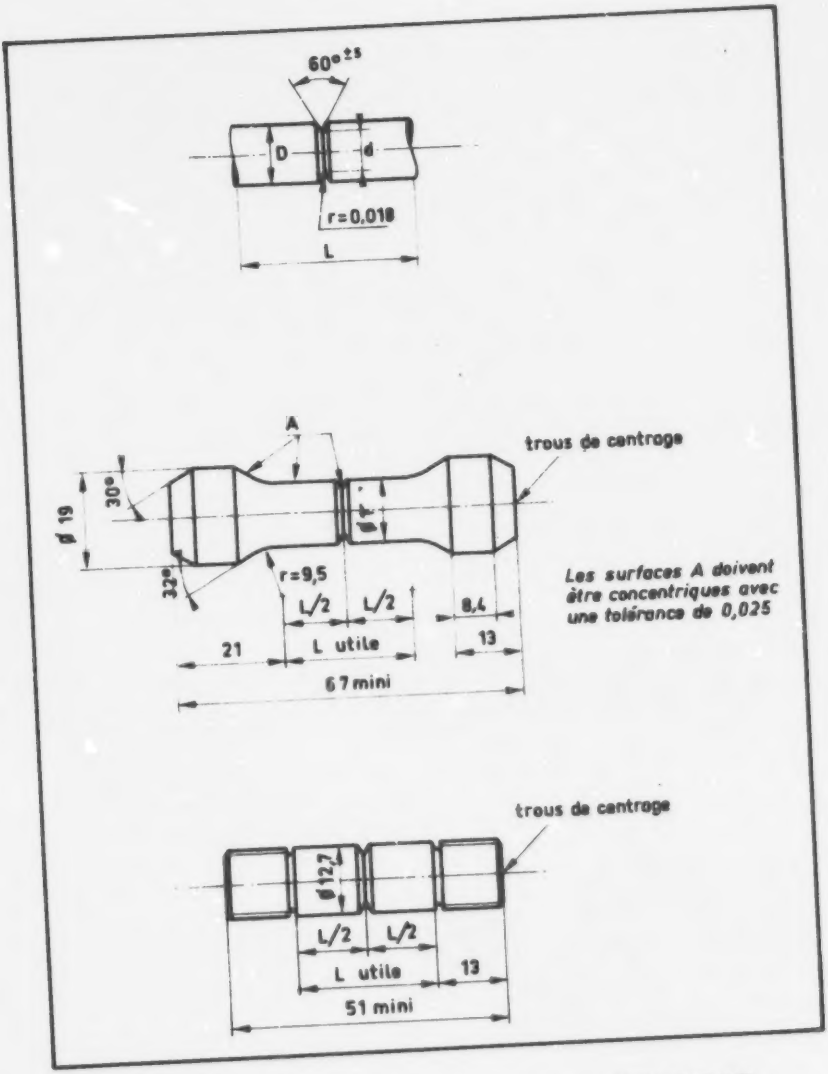


Figure 28
Essai de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées (normes ASTM E602-76T).

Le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS} est donc relié à K_{Ic} par l'expression suivante ($d/D = 0{,}707$):

$$\frac{\sigma_{NTS}}{\sigma_{YS}} = \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \frac{1}{0{,}258(\pi D)^{1/2}} \quad (37)$$

ou bien ($\frac{d}{D} = 0{,}500$):

$$\frac{\sigma_{NTS}}{\sigma_{YS}} = \frac{K_{Ic}}{\sigma_{YS}} \frac{1}{0{,}240(\pi D)^{1/2}} \quad (38)$$

Ces considérations théoriques s'appuient évidemment sur l'hypothèse d'une entaille aiguë comme par exemple une fissure de fatigue. L'élévation de la charge maximum de rupture et par suite, de la contrainte nominale σ_{NTS} en fonction du rayon à fond d'entaille, introduit bien entendu un coefficient de proportionnalité dont il faut tenir compte, à moins que le rayon de l'entaille usinée soit inférieur au rayon critique défini par Tetelman et Mc Evily (1967).

Le diagramme présenté à la figure 29 indique la variation théorique du rapport σ_{NTS}/σ_{YS} en fonction du diamètre extérieur D, in. de l'éprouvette (équations 37 ou 38) pour différents rapports $(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$, in., chacun d'eux correspondant à un alliage d'aluminium du type 7075-T6 ou 7475-T7351 traité thermiquement dans des conditions particulières (Jones et al. 1977). La comparaison des résultats expérimentaux avec les courbes théoriques suscite trois commentaires:

— le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} mesuré diminue généralement moins vite que prévu. La rupture des alliages les moins tenaces semble cependant dominée par K_{Ic};

— le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} traduit avec d'autant plus de sensibilité une faible variation de ténacité K_{Ic} que le diamètre D de l'éprouvette est important. L'usage de l'éprouvette ayant le plus fort diamètre (D = 26,9 mm) est donc recommande pour la plupart des applications;

— le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} reste un indice de ténacité K_{Ic} suffisamment sensible jusqu'à une valeur limite fixée par précaution à 1,3.

5.1 Corrélations entre K_{Ic} et le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS}

Dans une étude publiée en 1976, Kaufman fait un bilan des résultats obtenus jusqu'à cette époque sur divers lots de tôles en alliages d'aluminium appartenant aux séries 2000 (2024-2124) et 7000 (7045-7475). Pour chacune de ces deux catégories de matériaux, il démontre l'existence d'une corrélation entre le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} mesuré suivant la norme ASTM E399 et le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS} déterminé dans les mêmes conditions de

prélèvement et d'orientation, au moyen d'éprouvettes de traction cylindriques entaillées de diamètre extérieur D = 12,7 mm. Le diagramme présenté à la figure 30 montre l'allure de la corrélation établie pour les alliages de types 2024 et 2124. Cet exemple illustre quelques difficultés d'ordre général:

— Les données expérimentales sont contenues dans une bande relativement large dont la courbure augmente plus vite dès que le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} dépasse environ 1,3. Au-delà de cette limite, l'éprouvette cylindrique entaillée entre en régime de déformation plastique généralisée: toute comparaison avec K_{Ic} devient donc incohérente;

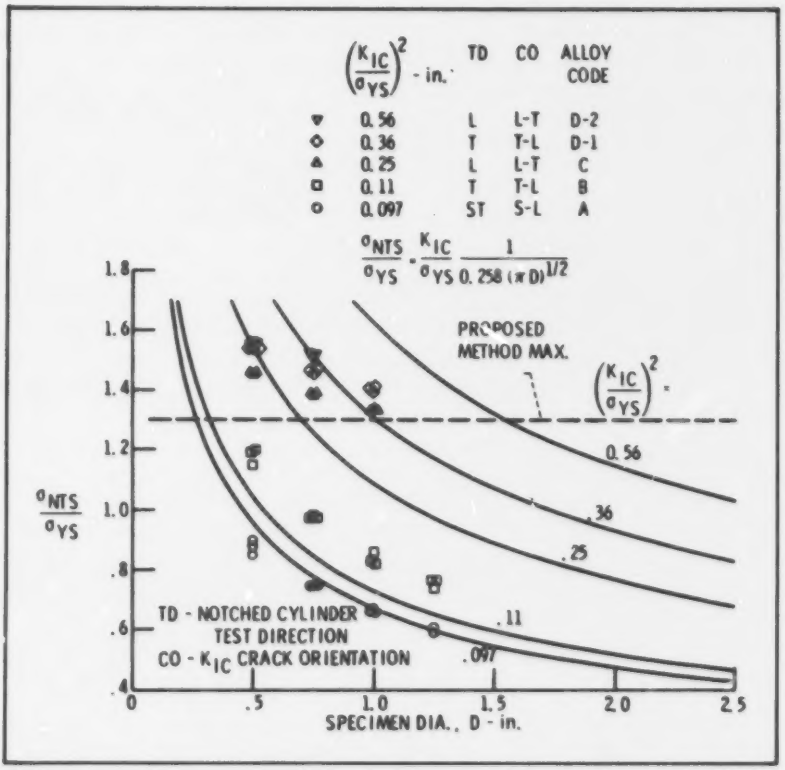


Figure 29
Influence du diamètre extérieur D de l'éprouvette cylindrique entaillé (U/D = 0,707) sur le taux de contrainte critique σ_{NTS}/σ_{YS} pour deux types d'alliages d'aluminium (7075-T6 et 7475-T7351) caractérisés par différents rapports $(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$.

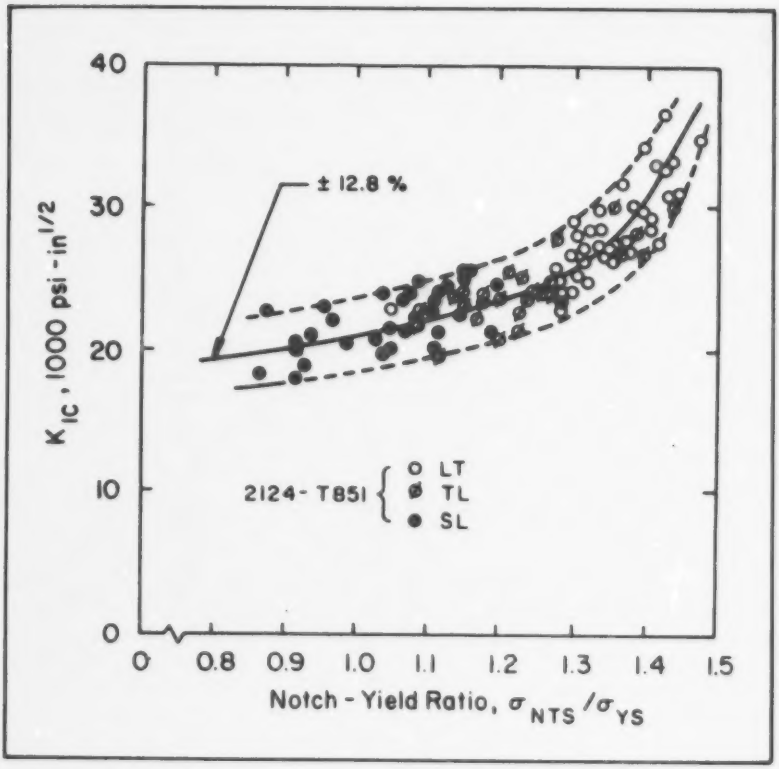


Figure 30
Corrélation entre K_{Ic} et le taux de contrainte critique σ_{NS}/σ_{YS} d'éprouvettes cylindriques entaillées (D = ½ in. ou 12,7 mm) extraites suivant trois orientations différentes (L-T; T-L; S-L) dans des tôles en alliage d'aluminium (2124-T851) (d'après Kaufman, 1974).

— la dispersion des résultats d'essais de ténacité ne permet pas de déterminer une valeur précise de K_{Ic} mais seulement de définir un rapport σ_{NTS}/σ_{YS} minimum donnant l'assurance que le facteur d'intensité de contrainte critique K_{Ic} est supérieur ou égal à une valeur garantie.

5.2 Procédure type pour le contrôle de la qualité des matériaux

Le contrôle industriel de la qualité d'un alliage appartenant à une catégorie donnée doit être à la fois simple, rapide, économique et fiable dans ses prévisions.

La simplicité et la rapidité d'exécution sont deux avantages incontestables de l'essai de traction sur éprouvette cylindrique entaillée. L'économie et la justesse des évaluations apparaissent beaucoup moins évidentes, compte tenu de l'étendue naturelle des dispersions entre K_{Ic} et le paramètre corrélatif σ_{NTS}/σ_{YS}. Considérant avec juste raison que la dispersion n'est pas un obstacle majeur dans la mesure où le nombre de données expérimentales est suffisamment grand pour effectuer une analyse statistique et préciser des limites de confiance avec différents degrés de certitude, Bucci et al. (1977) ont proposé une procédure de contrôle rationnel qui, à partir d'un nombre limité d'essais de traction sur éprouvettes entaillées, permet de garantir au moindre coût la ténacité K_{Ic} minimale d'un lot de produits.

La procédure de contrôle définie par les chercheurs de l'Alcoa est fondée sur l'analyse statistique des résultats d'essais de ténacité effectués suivant trois orientations différentes (L – T; T – L; S – L) dans 90 lots de tôles du commerce en alliage d'aluminium à haute résistance, de type 2124-T851. Les rapports σ_{NTS}/σ_{YS} déterminés au moyen d'éprouvettes cylindriques de diamètre extérieur D = 26,9 mm sont portés à la figure 31 en fonction du facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} mesuré dans les mêmes conditions d'orientation et de prélèvement, suivant la norme ASTM E399. Contrairement aux résultats obtenus quelques années plus tôt sur le même matériau au moyen d'éprouvettes cylindriques de diamètre extérieur D = 12,7 mm (Kaufman, 1974), les 148 couples de valeurs semblent obéir à une relation de proportionnalité. L'analyse statistique de ces données par la méthode des moindres carrés avec régressions linéaires multiples conduit aux observations suivantes:

— l'épaisseur et la limite d'élasticité du produit n'ont aucun effet notable sur la distribution normale des résidus;

— la ténacité K_{Ic} mesurée en sens T – L est en étroite corrélation avec la ténacité mesurée en sens L – T ou S – L;

— la relation expérimentale entre la ténacité K_{Ic} et le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} présente le minimum de dispersion dans l'orientation T – L.

L'orientation T – L est donc choisie comme base d'acceptation ou de rejet d'un lot de tôles (fig. 32):

— si le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} mesuré dans cette direction est supérieur à la limite de tolérance calculée avec 75% ou 95% de confiance, il existe 99 chances sur 100 pour que la ténacité K_{Ic} du matériau soit supérieure ou égale au minimum requis dans les deux autres orientations de grains (L – T ou S – L). Le lot est donc accepté;

— si le rapport σ_{NTS}/σ_{YS} mesuré est inférieur aux mêmes limites de tolérance, deux essais complémentaires doivent être effectués. Si l'un des deux rapports σ_{NTS}/σ_{YS} mesurés est inférieur à la valeur limite, il faut entreprendre une mesure directe de K_{Ic} dans les conditions normalisées (ASTM E399);

— le rejet ou l'acceptation ultérieurs du lot sont alors fondées sur le résultat de la mesure du facteur critique K_{Ic}.

Au terme de leur analyse, Bucci et al. (1977) montrent que dans le cas le plus favorable, il peut exister un rapport de 6 à 1 entre le coût d'une mesure directe de K_{Ic} en conditions normalisées et le coût d'un essai de traction sur éprouvette cylindrique entaillée.

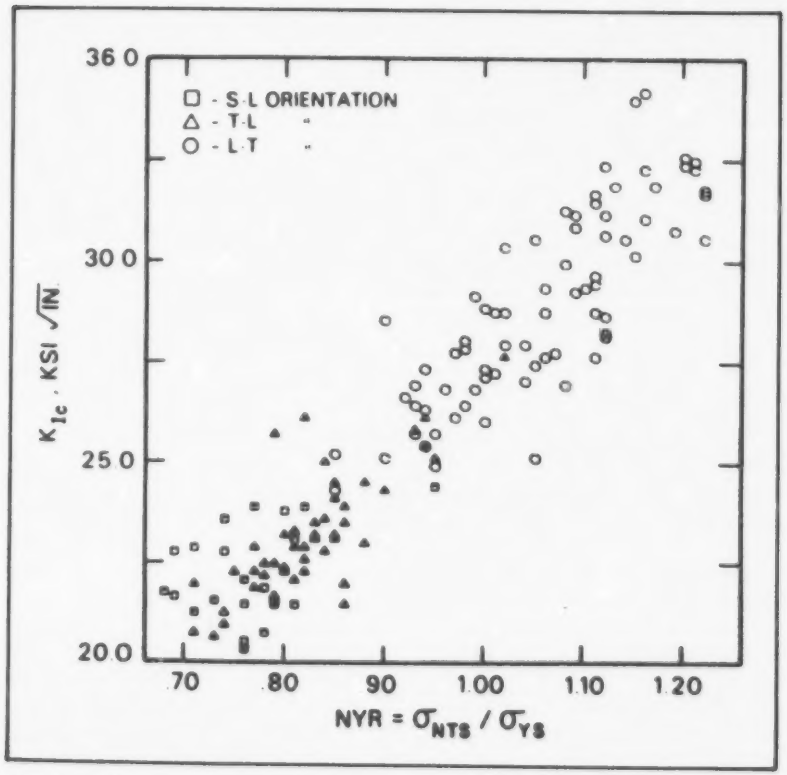


Figure 31
Corrélation entre la ténacité K_{Ic} et le taux de contrainte σ_{NS}/σ_{YS} d'éprouvettes cylindriques entaillées (D = 1 1/16 in. ou 26,9 mm) extraites suivant trois orientations différentes (L-T; T-L; S-L) dans des tôles en alliage d'aluminium (2124-T851) (d'après Jones et Bucci, 1977).

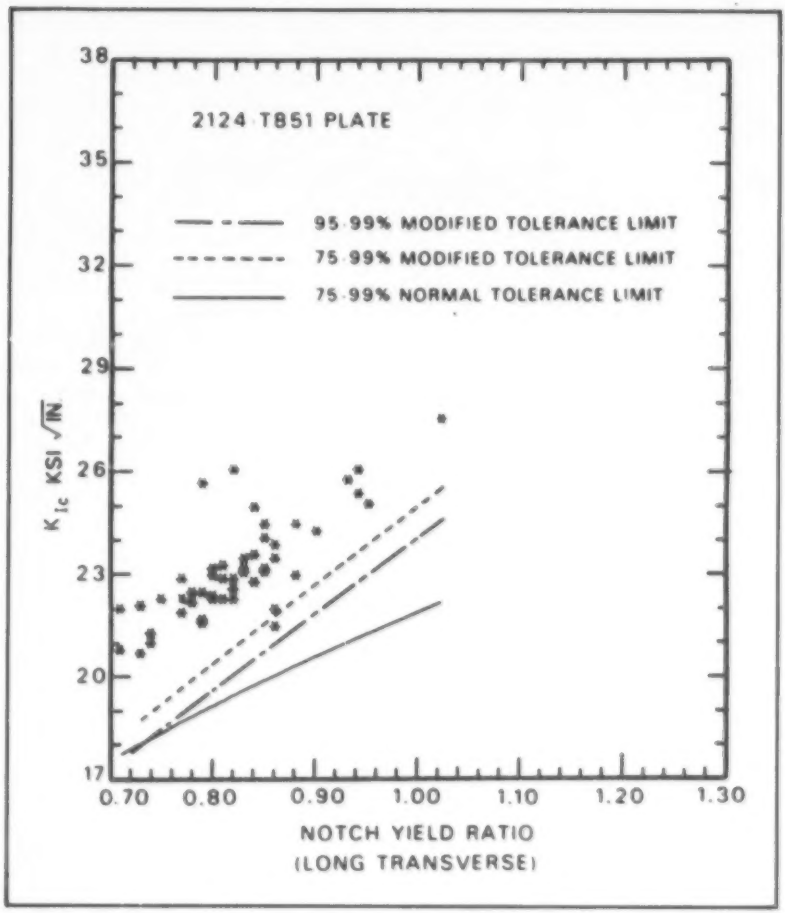


Figure 32
L'analyse statistique des données permet de définir des limites de confiance à 75 ou 95%. La probabilité d'une valeur K_{Ic} supérieure ou égale à la limite normale est garantie à 99% (d'après Jones et Bucci, 1977).

6–Relations entre la ténacité et les propriétés mécaniques de traction

L'essai de traction n'est pas capable de fournir à lui seul les renseignements nécessaires pour garantir une construction contre le risque de rupture brutale en présence d'une discontinuité géométrique; il existe cependant une liaison évidente entre le comportement du matériau en traction et sa résistance à la propagation brutale d'un défaut sous chargement monotone croissant. Cette question d'importance fondamentale pour la bonne compréhension des mécanismes de rupture a toujours suscité l'intérêt des mécaniciens et des métallurgistes dont le souci commun est de relier quantitativement le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} à certains paramètres caractéristiques mesurés par un simple esai de traction: limite d'élasticité, module, coefficient d'écrouissage . . ., ceci par l'intermédiaire d'un modèle de décohésion microscopique dans la région située juste au front de la fissure (Krafft, 1964; Hahn et Rosenfield, 1968; Barsom, 1971; Thomason, 1971; Weiss, 1971; Sailors, 1973; Hahn et Rosenfield, 1975; Hoagland et al., 1972; Ritchie et al. 1973). La démarche du raisonnement s'appuie sur les considérations suivantes:

— la loi de comportement du matériau en traction est transposable à l'extrémité d'une fissure. L'extension de cette fissure implique localement les mêmes mécanismes intimes de rupture que dans une éprouvette lisse;

— la présence d'une fissure crée, dans son voisinage immédiat, une intense concentration de contraintes et de déformations dont l'intensité est fonction du facteur K, des propriétés élastiques et de la loi de comportement en régime d'écoulement plastique (Rice et Rosengren, 1968; Hutchinson, 1969);

— la rupture locale d'un élément fini de matériau se déclenche à la faveur de discontinuités microstructurales: clivages induits par glissements sur des carbures, déchirure ductile par croissance et coalescence de trous autour d'inclusions non métalliques, etc. Il faut pour cela que la contrainte et/ou la déformation appliquée dans l'élément de volume considéré, atteigne une valeur critique fonction d'une distance microstructurale caractéristique comme le diamètre moyen des grains, l'espacement entre particules, etc. Les contraintes et déformations critiques dépendent bien entendu du mode de rupture; elles peuvent être déduites d'essais de traction sur éprouvettes lisses.

Le facteur critique K_{Ic} correspond finalement à une intensité particulière des contraintes et des déformations qui satisfait le critère de rupture local dans l'élément de microstructure considéré.

La présentation des diverses relations proposées dans la littérature serait aussi fastidieuse qu'inutile. Les lecteurs particulièrement intéressés peuvent se reporter à l'ouvrage édité en 1976 par le National Materials Advisory Board où les différentes formulations sont rassemblées sur un même tableau.

Nous nous contenterons ici de décrire quelques relations, choisies en fonction de leur intérêt pratique en contrôle de qualité. Les unes s'adressent aux ruptures de type fragile (clivage), les autres aux ruptures de type ductile (déchirure par croissance et coalescence de trous).

6.1 Ruptures de type fragile

Le clivage des métaux polycristallins de structure c.c et des aciers en particulier se produit, à basse température, quand la contrainte de tension locale qui s'exerce sur les premiers grains avoisinant le front de fissure, atteint une valeur critique σ_f fonction de la microstructure mais indépendante de la température (Wilshaw et al. 1968; Malkin et Tetelman, 1971). La contrainte critique de clivage σ_f peut être mesurée facilement par un simple essai de traction.

Le modèle proposé par Ritchie, Knott et Rice en 1973 décrit la rupture par clivage des aciers doux ou faiblement alliés (fig. 33). À basses températures, la limite d'élasticité est élevée; il suffit donc d'une faible intensification des contraintes en tête de fissure $\sigma_{11\,max}/\sigma_Y$ pour atteindre la contrainte critique de clivage dans la zone plastifiée qui s'étend ici sur deux à trois grains seulement (fig. 33a). La rupture se produit alors pour une valeur basse de K_{Ic} en rapport avec la limite d'élasticité relativement élevée du matériau. Quand la température augmente, l'intensification des contraintes nécessaires à l'amorçage d'un clivage s'accroît au fur et à mesure que la limite d'élasticité diminue (fig. 33-b); les dimensions de la zone plastifiée augmentent donc progressivement en même temps que le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic}. L'hypothèse admise est qu'à toutes températures, le clivage des métaux polycristallins s'amorce en avant du front de fissure, à une distance de l'ordre de une à deux fois le diamètre moyen du grain. Ritchie, Knott et Rice justifient le bien-fondé de ce modèle par un exemple d'application pratique concernant un acier doux chargé en azote (fig. 33-c) où l'on constate qu'il existe un excellent accord entre la courbe de transition calculée à partir de la contrainte critique de clivage σ_f, et les valeurs K_{Ic} mesurées dans les conditions imposées par la norme expérimentale. Les auteurs sont malheureusement obligés d'admettre que les informations nécessaires au calcul prévisionnel de la courbe de transition du K_{Ic}: contrainte critique de clivage, taille du grain, distribution des carbures et des inclusions non métalliques, ne sont en général jamais connues avec précision pour les aciers usuels de construction dont on connaît,

par ailleurs, la ténacité à rupture K_{Ic} dans une gamme étendue de températures. Dans l'état actuel des connaissances, seules des corrélations de caractère semi-empirique permettent donc d'évaluer simplement la ténacité K_{Ic} à partir des paramètres issus de l'essai de traction.

Comme indiqué précédemment (§2.2.c.) Begley et Logsdon (1971) calculent K_{Ic} à partir de la limite d'élasticité par la relation:

$$K_{Ic} = 0{,}0718\ R_e \qquad (39)$$

(K_{Ic} en MPa$\sqrt{m}$ et R_e en N/mm^2)
lorsque la cristallinité des éprouvettes de résilience est de 100%.

Mis à part ce résultat, les corrélations établies entre ténacité et paramètres issus de l'essai de traction sont relatives au calcul de K_{Id} (K_{Ic} dynamique) à partir de la limite d'élasticité à la température NDT définie par l'essai Pellini.

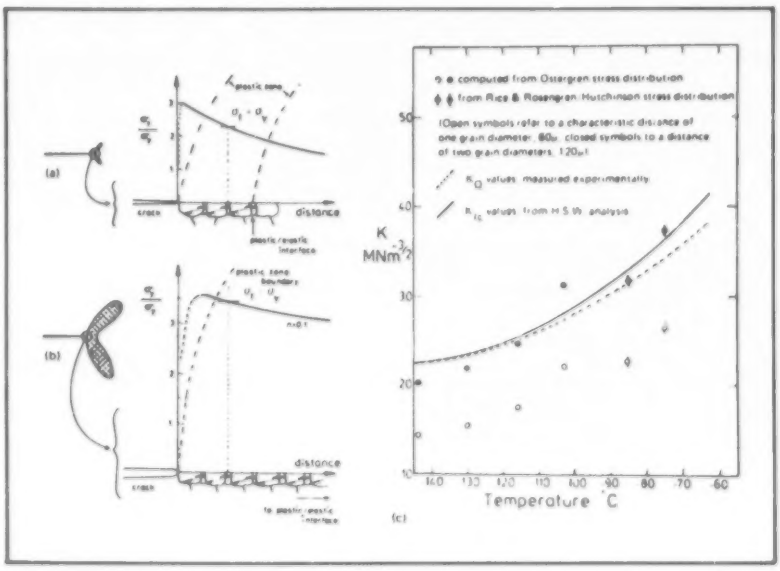


Figure 33
Modèle de décohésion par clivage des aciers doux ou faiblement alliés (d'après Ritchie, Knott et Rice, 1973).

Irwin (1967) a établi le premier une telle relation. Pour cela, il considère que la fissure créée au tout début de l'impact dans l'essai Pellini a un contour semi-elliptique (a/2c = 0,25) et que la rupture se produit à la température NDT lorsque la contrainte σ appliquée à la fissure est égale à la limite d'élasticité dynamique R_{ed} (fig. 34).

En utilisant la formule classique donnant K_I pour un type d'éprouvette:

$$K_I^2 = \frac{1{,}21\,\sigma^2\,a}{\Phi^2 - 0{,}212\left(\frac{\sigma}{R_e}\right)^2} \qquad (40)$$

$$\text{avec: } \Phi = \int_0^{\pi/2} \left(1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2}\sin^2\theta\right)^{1/2} d\theta \qquad (41)$$

dans laquelle $\sigma = \sigma_{Yd}$, a = 0,2 in (= 5 mm), a/2c = 0,25
il obtient:

$$K_{Id} = 0{,}1243\,R_{ed} \qquad (42)$$

(K_{Id} en MPa$\sqrt{m}$ et R_{ed} en N/mm^2)

Schoemaker et Rolfe (1971) ont confirmé l'existence d'une relation de ce type entre K_{Id} et σ, mais le facteur de proportionnalité est différent. La relation proposée est:

$$K_{Id} = 0{,}112\,R_{ed} \qquad (43)$$

ce qui correspond à une ellipse d'excentricité a/2c = 1/3.

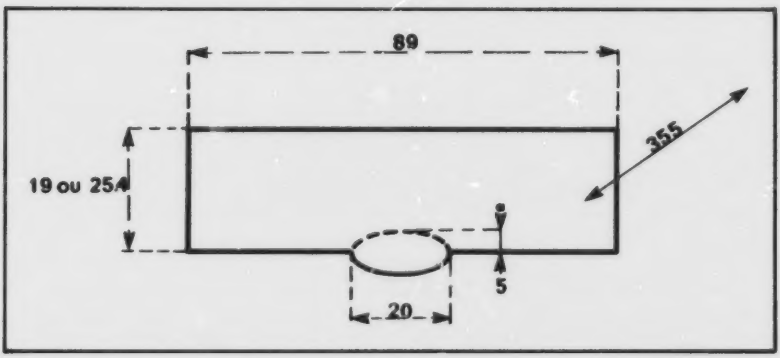


Figure 34
Dimensions (mm) de l'éprouvette Pellini, utilisée par Irwin et al. (1967) pour établir une relation entre K_{Id} et la limite d'élasticité à la température NDT.

La forme de tels défauts a été vérifiée expérimentalement par ces chercheurs. D'après Rolfe (1974) la relation suivante serait plus appropriée:

$$K_{Id} = 0{,}096\, R_{ed} \quad (44)$$

(K_{Id} en MPa$\sqrt{m}$ et R_{ed} en N/mm^2)

6.2 Ruptures de type ductile

De nombreux chercheurs ont relié la valeur de K_{Ic} aux paramètres de ductilité que l'on peut mesurer à partir d'un essai de traction. Certaines relations sont explicites, c'est-à-dire que l'on peut avec elles calculer directement K_{Ic}; d'autres sont indirectes et nécessitent de connaître la valeur de constantes qui dépendent généralement de la microstructure.

Les relations sont souvent établies à partir de modèles qui présentent la rupture ductile comme un phénomène discontinu: une amorce de rupture se forme à l'avant du front de fissure et rejoint la fissure principale. La dimension d_F des ligaments séparant la microfissure de la fissure principale est une distance caractéristique du processus de rupture; sa valeur peut être reliée à la microstructure (espacement entre grosses inclusions, grosseur de grain, distance entre précipités, etc.). La rupture des ligaments peut survenir par cisaillement localisé (instabilité plastique) ou par déchirement ductile (cupules). Les microfissures pouvant se former elles-mêmes par décohésion ductile, la rupture est donc conditionnée par la formation en un point caractéristique de la zone plastique de contraintes ou déformations critiques.

6.2.1 Relations indirectes

a) Modèle de Krafft

Krafft (1964) représente schématiquement la variation de la déformation en fonction de la distance d à l'extrémité de la fissure par une relation de la forme (fig. 35):

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{K}{E\sqrt{2\pi d}} \quad (45)$$

la courbe de traction rationnelle étant représentée par l'expression:

$$\sigma = k\,\epsilon^n \quad (46)$$

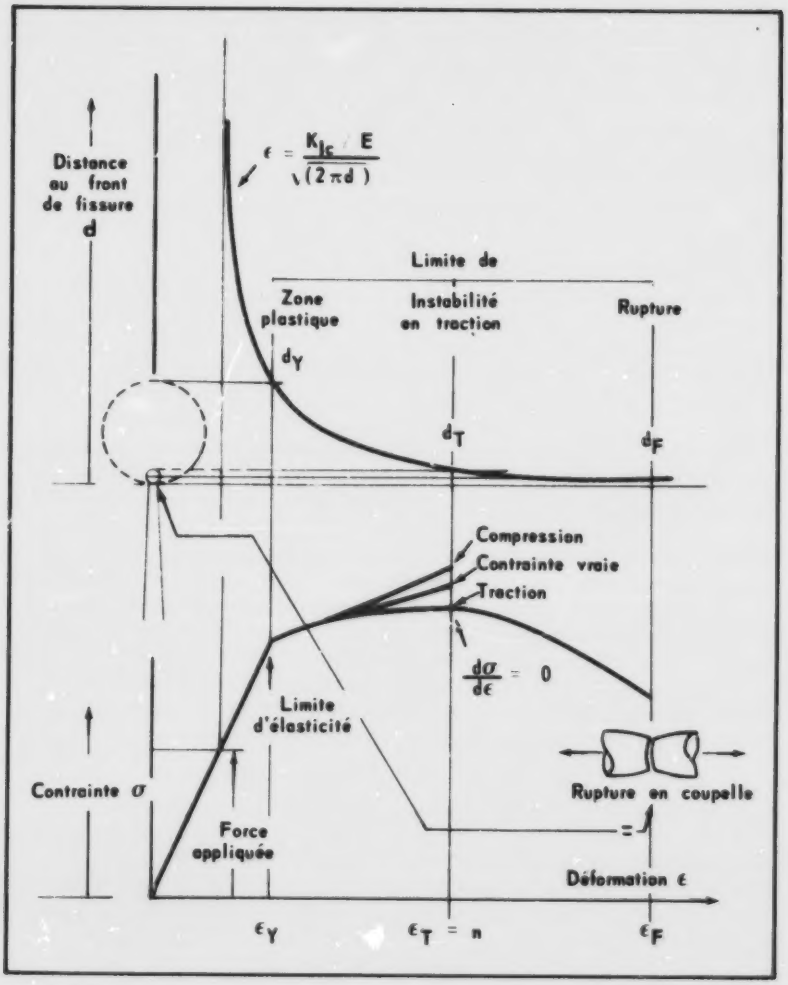


Figure 35
Contraintes et déformations en fond de fissure d'après le modèle de Krafft (1964).

Il suppose que l'instabilité a lieu lorsque la déformation $\epsilon = \epsilon_T$ est sensiblement égale à n, le coefficient d'écrouissage, dans une zone plastifiée de diamètre d_T (cercle plein) bien inférieur au diamètre d_y de la zone plastique calculée par la formule d'Irwin. Si $\epsilon = \epsilon_T = n$ et $d = d_T$, la relation (45) s'écrit:

$$n = \frac{K_{Ic}}{E\sqrt{2\pi d_T}} \qquad (47)$$

d'où:

$$K_{Ic} = E\, n \sqrt{2\pi d_T} \qquad (48)$$

Krafft admet par hypothèse que d_T est une caractéristique du matériau étudié et que cette relation permet donc d'étudier la variation de K_{Ic} avec la vitesse et la température d'essai par le biais de la variation de n avec ces mêmes caractéristiques. Il indique de plus que la taille d_F du ligament séparant la microfissure de la fissure principale est très voisine de d_T.

Ce modèle suppose que l'état des contraintes est uniaxial en fond de fissure. Krafft (1967) a donc modifié sa théorie pour prendre en compte l'état réel de triaxialité au voisinage du front de la fissure. La relation (47) devient alors:

$$K_{Ic} = E\left[\frac{R_e + R_m}{E} + \frac{n}{2}\right]\sqrt{2\pi d_T} \qquad (49)$$

b) Autres modèles faisant intervenir un paramètre d_T

Rice (1973) a récemment généralisé le modèle de Krafft et obtenu la relation suivante:

$$K_{Ic} = \left[\frac{ER_e d_T}{0{,}49\left(\frac{2(1+\nu)}{\sqrt{3}}\,\frac{R_e}{E}\,\frac{1+n}{n}\right)^n}\right]^{1/2} \qquad (50)$$

d_T ayant une signification semblable au paramètre d_T défini précédemment.

D'autres modèles existent. On peut citer en particulier celui établi par Osborne et Embury (1973).

c) Intérêt des modèles précédents

Les modèles précédents font intervenir un paramètre d_T dont la valeur est proche de la taille des ligaments dont la rupture permet la propagation de la fissure.

Un certain nombre de chercheurs ont calculé les valeurs de ce facteur d_T à partir de K_{Ic} et des caractéristiques de traction, et essayé de relier d_T à des facteurs microstructuraux. Rack et Kalish (1974) ont, par exemple, montré que les valeurs d_T calculées par la formule de Rice, sont en bon accord avec la distance moyenne entre les particules de ferrite δ qu'ils ont observées sur un acier de type 17-4 PH ayant subi différents traitements thermiques. Spitzig (1969) utilise le modèle de Krafft pour discerner l'influence de la teneur en soufre sur la ténacité d'un acier à très haute résistance.

6.2.2 Relations directes

D'après Hahn et Rosenfield (1968), la ténacité à rupture K_{Ic} est reliée aux principales caractéristiques de traction R_e, E, n et ϵ_f (striction rationnelle) par l'expression suivante:

$$K_{Ic}^2 = 0{,}017 \cdot E \cdot R_e \cdot \epsilon_f \cdot (0{,}0005 + n^2) \qquad (51)$$

avec E et R_e en N/mm^2; K_{Ic} en MPa$\sqrt{m}$; $\epsilon_f = \ln \frac{100}{100 - Z}$ (Z = striction)

Les résultats obtenus à l'IRSID sur une gamme étendue d'aciers à haute résistance utilisés dans l'aéronautique (Baus et al., 1975) ou en boulonnerie (Bellot et al., 1978), trempés et revenus dans différentes conditions, montrent effectivement qu'il existe un assez bon accord entre les valeurs K_{Ic} prédites par cette formule et les valeurs K_{Ic} mesurées suivant les exigences de la norme ASTM E399 (fig. 36).

Bien qu'il soit assez sommaire, un tel modèle est intéressant car il permet de mieux comprendre les fondements de la ténacité, et de mettre en évidence les facteurs métallurgiques qui jouent un rôle prépondérant sur la valeur de K_{Ic}. En effet, on ne trouve dans la littérature que peu d'études à caractère métallurgique utilisant la mécanique de la rupture. Par contre, l'influence de nombreux facteurs tels que taille du grain, distance entre précipités ou inclusions, taille des précipités, etc., est bien connue sur les caractéristiques de trac-

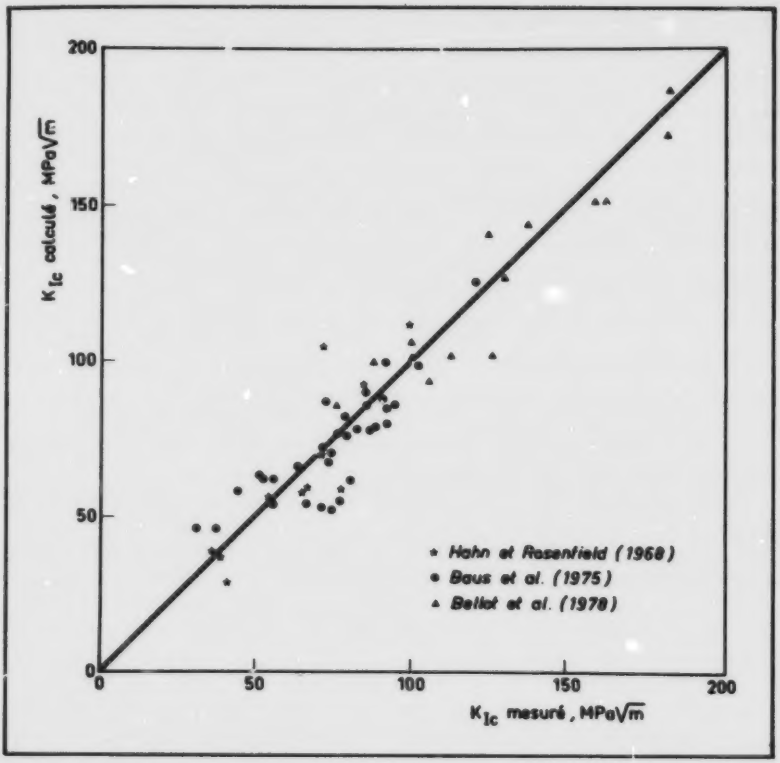


Figure 36
Comparaison entre les valeurs K_{Ic} calculées par la formule de Hahn et Rosenfield et les valeurs K_{Ic} mesurées suivant la norme.

tion. De même, de nombreuses études antérieures à la mécanique de la rupture ont porté sur l'influence du traitement thermique ou de la composition chimique sur ces mêmes propriétés. Le modèle de Hahn et Rosenfield permet alors d'utiliser l'acquis, et également de faire des prédictions d'évolution de la ténacité à partir d'essais très simples.

7 – Conclusions

Nous venons de passer en revue les principales méthodes qui sont aujourd'hui à notre disposition pour évaluer simplement et à moindres frais la ténacité à rupture K_{Ic} des matériaux métalliques de construction: aciers, alliages d'aluminium et de titane. Au terme de cet exposé, il convient de souligner qu'il s'agit seulement là de méthodes fondées sur la mise en évidence de corrélations souvent empiriques entre le facteur critique d'intensité de contrainte K_{Ic} (norme ASTM E399) et le résultat d'un essai de caractérisation conventionnel normalisé ou non (résilience Charpy, flexion lente, traction...). L'usage de telles corrélations dans différents domaines: choix d'un matériau, suivi de la qualité, recherche appliquée en métallurgie, doit donc être assorti d'un certain nombre de précautions élémentaires, compte tenu du manque de justifications théoriques et de la dispersion des données. Un tableau récapitulatif des méthodes qui semblent les mieux établies actuellement est présenté ci-joint (tableau VI).

Toute corrélation ne peut être justifiée que dans la mesure où les mécanismes de rupture mis en jeu sont comparables: décohésions par clivage ou déchirure ductile et instabilité plastique. Certaines s'adressent donc exclusivement au domaine de transition des aciers à basse et moyenne résistance en forte épaisseur, d'autres au palier ductile supérieur des aciers et alliages d'aluminium ou de titane à haute résistance. Il faut également bien voir que chaque corrélation est vérifiée seulement dans certaines limites, fonction des propriétés mécaniques du matériau, des dimensions de l'éprouvette utilisée, de la température, etc. L'usage de telle ou telle méthode en contrôle systématique doit donc être précédé d'essais préliminaires assez nombreux pour être en mesure de préciser ces limites et d'évaluer l'étendue de la dispersion grâce à une analyse statistique des données expérimentales.

Type d'essai de référence	Rupture	Corrélation	Matériaux	Conditions de validité
Essai de flexion par choc d'une éprouvette ISO-V ou mouton-pendule Charpy (NF A03-161)	Fragile (domaine de transition)	Méthode WSID • TK_{IC} = 1,4 TK 28 • K_{IC} = 19 \ KV	Aciers de construction faiblement alliés à moyenne résistance 300 < R_e N mm^{-2} < 1000	• KV < 80 J • Rupture par clivage cristalline à 80 — 85% min
	Ductile (palier supérieur)	Relation de Rolfe, Novak, Barsom	Aciers à haute résistance R_e > 1060 N mm^{-2} Aciers à moyenne résistance 300 < R_e N mm^{-2} < 1000	Ruptures par déchirure ductile et instabilité plastique
Essai de flexion lente ou par choc d'éprouvettes ISO V ou préfissurées par fatigue	Fragile	Flexion lente éprouvette ISO V	Aciers à rails Aciers à outils Aciers pour cylindres de laminoirs, etc	Ruptures par clivage en régime quasi-élastique 100% cristallines
	Ductile	Flexion lente éprouvette ISO préfissurée par fatigue (ASTM E24-03) (W.A) (K_{IC}^2 E) (σ_{eq} R_e) (K_{IC} R_e)	Aciers à haute résistance Alliages d'aluminium Alliages de titane	R_e 1400 N mm^{-2} R_e 275 N mm^{-2} R_e 850 N mm^{-2}
		Flexion par choc éprouvette ISO préfissurée par fatigue (AIR 0614) ECO = 1,5 10^{-3} K_{IC}^2	Aciers à très haute résistance R_e > 1200 N mm^{-2}	ECO > 20 J
Essai de traction sur éprouvettes cylindriques entaillées (ASTM E602-76T)	Ductile		Alliages d'aluminium	
Essai de déchirure dynamique «Dynamic Tear Test» DT (ASTM E604-77)	Ductile	DT K_{ID}	Aciers à haute résistance Alliages d'aluminium Alliages de titane	R_e 1300 N mm^{-2} 300 < R_e < 500 N mm^{-2} 750 < R_e < 1000 N mm^{-2}
Essai de traction sur éprouvettes lisses	Fragile	K_{IC} = 0,0718 R_e (stat.) K_{Id} = 0,124 R_e (dyn.) K_{Id} = 0,086 R_e (dyn.)	Aciers de construction faiblement alliés à moyenne résistance 300 < R_e N mm^{-2} < 1000	Ruptures par clivage 100% cristallines
	Ductile	Relation de Hahn et Rosenfield K_{IC}^2 = 0,017 E R_e (0,0095 − n^2)	Aciers à haute et moyenne résistance Alliages d'aluminium Alliages de titane	Ruptures par instabilité plastique

Tableau VI
Principales méthodes d'évaluation de la ténacité K_{IC} à partir d'essais mécaniques simples. Corrélations proposées, matériaux concernés et conditions générales de validité.

Bibliographie

[1] Baus, A., J.C. Charbonnier, H.-P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch et G. Sanz (1975). Étude, par la mécanique de la rupture, de la ténacité, de la fissuration en fatigue et de la fissuration en corrosion sous contrainte d'aciers à très haute résistance. Revue de métallurgie, 72, (12), 891.

[2] Barsom, J.M. et S.T. Rolfe (1977). Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics. Englewood Cliffs, New Jersey, U.S.A.

[3] Barsom, J.M. (1975). Development of the AASHTO Fracture Toughness Requirements of Bridge Steels. Engineering Fracture Mechanics, 7, 605-618.

[4] Barsom, J.M. (1971). Relationship between Plane Strain Ductility and K_{Ic} for Various Steels. Paper No. 71-PVP-13, présenté au «First National Congress on Pressure Vessels and Piping», San Francisco, mai 1971.

[5] Barsom, J.M. et S.T. Rolfe (1970a). Correlations between K_{Ic} and Charpy V — Notch Test Results in the Transition Range. ASTM STP 466, 281-302.

[6] Barsom, J.M. (1971). Transition Temperature Behaviour of A517-F steel. Engineering Fracture Mechanics, 2, 341-357.

[7] Begley, J.A. et J.D. Landes (1972). «J-Integral as a Fracture Criterion». Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP 514, 1-23.

[8] Begley, J.A. et J.D. Landes (1973). A Comparison of the J-Integral Fracture Criterion with the Equivalent Energy Concept. Proceedings of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 536, 246-263.

[9] Begley, J.A. et W.A. Logsdon (1971). Correlation of Fracture Toughness and Charpy Properties for Rotor Steels. WRL. Scientific Paper 71-1E7-MSLRF-P1, présenté au «Fifth National Symposium on fracture Mechanics», Pittsburgh, P.A., Westinghouse Research Laboratories.

[10] Begley, J.A. et P.R. Toolin (1973). Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate Properties of a Ni-Cr-Mo-V Steel Sensitive to Temper Embrittlement. International Journal of Fracture, 9, 243-253.

[11] Bellot, J., J.C. Charbonnier, M. Confente, H. Margot-Marette, L. Roesch et G. Sanz (1978). Étude de la ténacité et de la résistance à la corrosion sous contrainte d'aciers ayant une résistance comprise entre 1200 et 1400 N/mm². Revue de Métallurgie, janvier 1979, 1-25.

[12] Bevalot, J. (1979). Application of «Fissad» tests for inspection and evaluation of aircraft structural parts. Meeting and panel discussion about: — Industrial systems for crack speed and propagation resistance prediction. Engineering Fracture Toughness Tests (EFTT) on fatigue precracked specimens according FISSAD, NASA (ASTM) and comparable procedures. Organisé en collaboration avec AIM, IGF, AIFA, Costruzioni Aeronautiche Giovanni, Agusta, Milan, Italie, 31/5 — 1/06/1979.

[13] Brown, W.F., Jr. et J.E. Srawley (1967). Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. ASTM STP 410.

[14] Bucci, R.J., S.F. Collis, R.F. Kohm et J.G. Kaufman (1977). Sharply Notch Cylindrical Tension Specimen for Screening Plane Strain Fracture Toughness, Part II: Applications in Aluminium Alloy Quality Assurance of Fracture Toughness — Proceedings of a Symposium presented at St. Louis, Mo, 4 mai 1976, 134-152.

[15] Clausing, D.P. (1970). Effect of Plastic Strain State on Ductility and Toughness. International Journal of Fracture Mechanics, 6, 71-84.

[16] Cooley, L.A. et E.A. Lange (1967). Fracture Development and Material Properties in PVRC — Penn State Pressure Vessel. Welding Research Council Bulletin, Ser. 126, 1-7.

[17] Dahl, W. (195). Vergleich der Aussagen der verschiedenen Sprödbruchprüfverfahren. Rapport final du VDEh. Recherche CECA 6210-55/1/50, mars 1975.

[18] Freed, C.N. (1968). A comparison of Fracture Toughness Parameters for Titanium Alloys. Engineering Fracture Mechanics, 1, 175-189.

[18] Freed, C.M. et R.J. Goode (1969). Correlation of Two Fracture Toughness Tests for Titanium and Ferrous Alloys. NRL Report 6740. Naval Research LaLoratory. Washington, DC.

[20] Freed, C.N., R.J. Goode et R.W. Judy, Jr. (1971). Comparison of Fracture Toughness Test Procedures for Aluminium Alloys. Engineering Fracture Mechanics, 2, 359-376.

[21] Goode, R.J. (1972). Identification of Fracture Plane Orientation. ASTM Materials Research and Standards, 12, septembre 31-32.

[22] Goode, R.J., R.W. Huber, D.G. Howe, R.W. Judy Jr., T.W. Crooker, E.A. Lange, C.N. Freed, P.P. Puzak (1967). Metallurgical and Mechanical Characteristics of Ultra-High Strength Metal. NRL Report 6607. Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[23] Green, A.P. et B.B. Hundy (1956). Initial Plastic Yielding in Notch Bend Tests. Journal of Mechanics and Physics of Solids, 4, 128-144.

[24] Greenberg, H.D., E.T. Wessel et W.H. Pryle (1970). Fracture Toughness of Turbine — Generator Rotor Forgings. Engineering Fracture Mechanics, 1, 653-674.

[25] Gross, J.H. (1970). Effect of Strength and Thickness on Notch Ductility. ASTM STP 466, 21-52.

[26] Hahn, G.T. et A.R. Rosenfield (1968). Source of Fracture Toughness: The Relation between K_{Ic} and the ordinary Tensile Properties of Metals. Extrait de «Applications Related Phenomena in Titanium Alloys, ASTM STP 432, 5-32.

[27] Hahn, G.T. et A.R. Rosenfield (1975). Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminium Alloys. Metallurgical Transaction A, 6A, avril, 653-668.

[28] Holloman, J.F. (1944). The Notched — Bar Impact Test. Transactions — American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 158, 310-332.

[29] Hawthorne, J.R. et F.J. Loss (1974). Fracture Toughness Characterization of Shipbuilding Steels. NRL Report 7701 Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[30] Hoagland, R.G., A.R. Rosenfield et G.T. Hahn (1972). Mechanisms of Fast Fracture and Arrest in Steels. Metallurgical Transactions, 3, janvier, 123.

[31] Hutchinson, J.W. (1968). Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16, janvier, 13-31.

[32] Hutchinson, J.W. (1968). Plastic Stress and Strain Fields at a Crack Tip. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16, septembre, 337-347.

[33] Iawadate, T., T. Karaushi et J. Watanabe (1976). Prediction of Fracture Toughness K_{Ic} of 2½ Cr — 1 Mo Pressure Vessel Steels from Charpy-V Notch Test Results. Proceedings of the Tenth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 631, 493-506.

[34] Ikeda, K., M. Aoki, H. Kikuchi, U. Schieferstein et C. Berger (1977). Fracture Toughness of Turbine Rotor Shaft and Welding Criterion for K_{Ic}. Proceedings of the Fourth International Conference on Fracture, Waterloo, Canada, 19-24 juin. D.M.R. Taplin Ed., Vol. 3, 687-698.

[35] Irwin, G.R. (1956). Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminium Alloys. NRL Report 4763, Naval Research Laboratory. Washington, D.C.

[36] Irwin, G.R., J.A. Kies et H.L. Smith (1960). La mécanique des ruptures et son application aux travaux de l'ingénieur. Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, 57, n° 2.

[37] Irwin, G.R. (1961). The Slow Growth and Rapid Propagation of Cracks. Materials Research and Standards, 1.

[38] Irwin, G.R., J.M. Krafft, P.C. Paris, A.A. Wells (1967). Basic Aspects of Crack Growth and Fracture. NRL Report 6598 Naval Research Laboratory. Washington, D.C.

[39] Jones, M.H., R.T. Bubsey et W.F. Brown, Jr. (1977). Sharply Notch Cylindrical Tension Specimen for Screening Plane-Strain Fracture Toughness. Part I: Influence of Fundamental Testing Variables on Notch Strength. Proceedings of a Symposium presented at St. Louis, Mo, 4 mai 1976, 115-134.

[40] Judy, R.W., Jr. et R.J. Goode (1973). Ductile Fracture Equation for High-Strength Structural Metals. NRL Report 7557. Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[41] Kaufman, J.G. et Marshall Holt (1965). Fracture Characteristics of Aluminium Alloys. Technical Paper 18, Alcoa Research Laboratories.

[42] Kaufman, J.G. et E.W. Johnson (1962). Proceedings, American Society for Testing and Materials, ASTEA, Vol. 62, 778-793.

[43] Kaufman, J.G. (1972). Sharp-Notch Tension Testing of Thick Aluminium Alloy Plate with Cylindrical Specimens. Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 514, 82-97.

[44] Kaufman, J.G., G.T. Sha, R.F. Kohm et R.J. Bucci (1976). Notch-Yield Ratio as a Quality Control Index for Plane-Strain Fracture Toughness. Proceedings of the Ninth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 601, 169-190.

[45] Krafft, J.M. (1964). Correlation of Plane Strain Crack Toughness with Strain Hardening Characteristics of Low, Medium, and High Strength Steel. Applied Materials Research, 3, 88-101.

[46] Krafft, J.M. (1967). Role of local dissolution in corrosion assisted cracking of titanium alloys. National Symposium on Fracture Mechanics. Lehigh University, Bethlehem, PA. (article cité par Irwin et al 1967).

[47] Landes, J.D. et J.A. Begley (1977). Recent Developments Testing. Developments in Fracture Mechanics Test Methods Standardization. ASTM STP 632, 57-81.

[48] Logsdon, W.A. (1975a). An Evaluation of the Crack Growth and Fatigue Properties of AISI 403 modified 12 — Cr Stainless Steel. Engineering Fracture Mechanics, 7, 23-40.

[49] Logsdon, W.A. (1975b). Upper Shelf Temperature Dependance of Fracture Toughness for Four Low to Intermediate Strength Ferritic Steels. Westinghouse Report. Scientific Paper 75. 1E7-JINTF-P1, décembre.

[50] Malkin, J. et A.S. Tetelman (1971). Relation between K_{Ic} and Microscopic Strength for Low Alloy Steels. Engineering Fracture Mechanics, 3, 151-167.

[51] Marandet, B. et G. Sanz (1977a). Experimental Verification of the J_{Ic} and Equivalent Energy Methods for the Evaluation of the Fracture Toughness of Steels. Proceedings of the Tenth national Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 631, 462-476.

[52] Marandet, B. (1978). Résultats IRSID non publiés.

[53] Marandet, B. et G. Sanz (1977b). Evaluation of the Toughness of Thick Medium-Strength Steels by Using Linear-Elastic Fracture Mechanics and Correlations Between K_{Ic} and Charpy-V Notch. Proceedings of the Tenth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 631, 72-95.

[54] National Materials Advisory Board (1976). Report of The Committee on Rapid Inexpensive Tests for Determining Fracture Toughness. National Academy of Sciences, Ed. 2101 Constitution Avenue, N.W. Washington, D.C. 20418.

[55] Odorico, J. et E. Budillon (1979). Use of the FISSAD piece in: Studies, Qualification, Inspections, for Products Designed for Aeronautical Applications. Meeting and panel discussion about: — Industrical systems for crack speed and propagation resistance prediction. — Engineering Fracture Toughness Tests (EFTT) on fatigue precracked specimens according FISSAD, NASA (ASTM) and comparable procedures. Organisé en collaboration avec AIM — IGF — AIFA da Costruzioni Aeronautiche Giovanni Agusta, Milano, Italie 31/05-1/06/1979.

[56] Osborne, D.E. et J.D. Embury (1973). The Influence of Warm Rolling, on the Fracture Toughness of Bainitic Steels. Metallurgical Transactions, 4, 2051-2061.

[57] Pellini, W.S. (1967). Advances in Fracture Toughness Characterization Procedures and in Quantitative Interpretations to Fracture. Safe Design for Structural Steels. NRL Report 6713 Research Laboratory, Washington, D.C.

[58] Pellini, W.S. (1969). Evolution of Engineering Principles for Fracture — Safe Design of Steel Structures. NRL Report 6957 Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[59] Pellini, W.S. (1972). Criteria for Fracture Control Plans. NRL Report 7406. Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[60] Pellini, W.S. (1973). Metal Improvement. Extrait de «Application of Fracture Prevention Principles to Aircraft», 196-257. NTIS, No. AAD764513, Washington, D.C., National Academy of Sciences.

[61] Pellini, W.S., R.J. Goode, P.P. Puzak, E.A. Lange et R.W. Huber (1965). Review of Concepts and Status of Procedures for Fracture — Safe Design of Complex Welded Structures Involving Metals of Low to Ultra — High Strength Levels. NRL Report 6300 Naval Research Laboratory. Washington, D.C.

[62] Pellini, W.S. et P.P. Puzak (1963). Fracture Analysis Diagram Procedures for the Fracture — Safe Engineering Design of Steel Structures. NRL Report 5920. Naval Research Laboratory, Washington, D.C.

[63] Pellini, W.S. et P.P. Puzak (1964). Practical Considerations in Applying Laboratory Fracture Test Criteria to the Fracture - Safe Design of Pressure Vessels. Journal of Engineering for Power, séries A86, octobre.

[64] Pellini, W.S. (1971). AWS Adams Lecture: Principles of Fracture — Safe Design, Part II, Welding Journal Research Supplement, avril, 147s-162s.

[65] Rack, H.J., D. Kalish (1974). The Strength, Fracture — Toughness, and Low — Cycle Fatigue Behaviour of 17-4 PH Stainless Steel. Metallurgical Transactions, 5, 1595-1605.

[66] Ravez, R. (1970). Contribution à l'étude et au contrôle industriel des critères de fragilité sur les aciers à très haute résistance. Journées d'Études sur la Mécanique de la Rupture G.A.M.I.-I.S.C.M. — 16-17 mars 1970, 48-57.

[67] Ravez, R. (1972). Contribution à l'étude des critères de fissuration sur aciers à haute résistance. Conférence prononcée à l'A.A.A.F., Paris, 19 juin 1972.

[68] Ravez, R. (1975). Contribution à l'étude et au contrôle industriel des critères de fragilité sur les aciers à très haute résistance. Commission des Études Métallurgiques «Sidérurgie Fine» Circulaire d'Information Technique du C.D.S., 32, 349-368.

[69] Ravez, R. (1979). Crack Tests on Charpy-V Specimens. Comparison with K_{Ic} Values According to ASTM — Applications to High Strength Steels. Meeting and panel discussion about: — Industrical Systems for crack speed and propagation resistance prediction. — Engineering Fracture Toughness Tests (EFTT) on fatigue precracked specimens according FISSAD — NASA (ASTM) and comparable procedures. Organisé en collaboration avec AIM — IGF, AIFA da Costruzioni Aeronautiche Giovanni Agusta, Milan, Italie 31/05-1/06/1979.

[70] Rice, J.R. et G.F. Rosengren (1968). Plane Strain Deformation Near Crack Tip in a Power Law Hardening Material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16, 1-12.

[71] Rice, J.R., P.C. Paris et J.G. Merkle (1973). Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates. Proceedings of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 536, 231-245.

[72] Rice, J.R. (1973). Crack Tip Plasticity and Fracture Initiation Criteria. Proceedings of the Third International Conference on Fracture, Munich, R.F.A., 8-13 avril 1973, Vol. 2, communication 1.441.

[73] Rolfe, S.T., D.M. Rhea, B.O. Kuzmanovic (1974). Fracture Control Guidelines for Welded Steel Ship Hulls. SSC Report 244, Washington, D.C.

[74] Rolfe, S.T. et S.R. Novak (1970b). Slow Bend K_{Ic} Testing of Medium Strength, High Toughness Steels. Review of Developments in Plane — Stain Fracture Toughness Testing. ASTM STP 463, 124-159.

[75] Ronald, T.M.F. (1974). Air Force Materials Laboratory. Wright — Patterson Air Force Base, Ohio. Résultats non publiés.

[76] Ronald, T.M.F., J.A. Hall et C.M. Pierce (1972). Usefulness of Precracked Charpy Specimens for Fracture Toughness Tests of Titanium Alloys. Metallurgical Transactions, 3, 813-818.

[77] Sailors, R.H. (1973). Relationship between Tensile Properties and Microscopically Ductile Plane Strain Fracture Toughness. Ph. D. Thesis (T et A.M. Report No 367) Urbana, Ill., University of Illinois.

[78] Sailors, R.H. et H.T. Corten (1972). Relationship between Material Fracture Toughness Using Fracture Mechanics and Transition Temperature Tests. ASTM STP 514, 164-191.

[79] Sanz G. (1974). Essais utilisés pour la mesure de la ténacité des matériaux. Conférence prononcée au Colloque de Métallurgie, Saclay, 24-26 juin 1974. Publié dans le C.I.T. n° 4 du C.D.S. (1975), 949-969.

[80] Sanz, G. (1980). Essai de mise au point d'une méthode quantitative de choix des qualités d'essais vis-à-vis du risque de rupture fragile. Rapport IRSID RE 705, février.

[81] Server, W.L., W. Oldfield et R.A. Wullaert (1977). Experimental and Statistical Requirements for Developing a Well – Defined K_{Ith} – curve – Rapport final EPRI NP 372 (Research Project 896-1).

[82] Shoemaker, A.K. et S.T. Rolfe (1971). The Static and Dynamic Low – Temperature, Crack – Toughness Performance of Seven Structural Steels. Engineering Fracture Mechanics, 2, 312-339.

[83] Steel Foundry Facts, No 308, mars 1973.

[84] Succop, G., M.H. Jones, W.F. Brown, Jr. (1975). Effect of Some Testing Variables on the Results from Slow Bend Precracked Charpy Tests. NASA — Lewis Research Laboratories, Cleveland, Ohio.

[85] Succop, G., R.T. Bubsey, M.H. Jones et W.F. Brow, Jr. (1977). Investigation of Some Problems in Developing Standards for Precracked Charpy Slow Bend Tests. Proceedings of a Symposium presented at St. Louis, Mo, 4 mai 1976, 153-178.

[86] Spitzig, W.A. (1969). Correlations between Fractographic Features and Plane Strain Fracture Toughness in a Ultra-High-Strength Steel. ASTM STP 453, 90-110.

[87] Tada, H., P. Paris et G. Irwin (1973). The Stress Analysis of Crack Handbook. Del Research Corporation. Hellertown, P.A., 2.6-2.7.

[88] Tetelman, A. et A.J. Mc Evily, Jr. (1967). Fracture of Structural Materials. New York. John Wiley and Sons. Ed.

[89] Thomason, P.F. (1971). A Theoretical Relation between K_{Ic} and Basic Material Properties in Ductile Metals. International Journal of Fracture Mechanics, 7, 409-420.

[90] Weiss, V. (1971). Material Ductility and Fracture Toughness of Metals. Extrait de «Mechanical Behaviour of Materials: Proceedings of the International Conference on Mechanical Behaviour of Materials. Kyoto, Japon, Vol. I, 459-474.

[91] Wessel, E.T., W.G. Clark et W.H. Pryle (1969). Fracture Mechanics Technology Applied to Heavy Section Steel Structures Fracture 1969. Proceedings of the Second International Conference on Fracture. Brighton, avril 1969, Chapman et al Ed. 825-850.

[92] Wilshaw, T.R., C.A. Rau et A.S. Tetelman (1968) «General Model to predict Elastic-Plastic Stress Distribution and Fracture Strength of Notched Bars in Plane Strain Bending». Engineering Fracture Mechanics, 1, 191-211.

Chapitre 8

Méthodologie du contrôle

J. Odorico

1 – Introduction

Trop souvent la demande d'une opération de contrôle non destructif consiste à poser les questions suivantes aux contrôleurs:

- existe-t-il un défaut?
- où est-il?
- quel est-il?
- quelles sont ses caractéristiques?

Cette façon de poser l'opération de CND est tellement globale qu'elle impose aux contrôleurs non destructifs de tout connaître des matériaux, des appareils qu'ils contrôlent.

En fait, dans un contexte industriel, il faut savoir assez précisément ce que l'on cherche pour le trouver. Il faut choisir une méthode et une procédure de contrôle adaptées aux types de défauts recherchés en fonction de leur localisation possible et de la taille au dessus de laquelle ils sont jugés nocifs.

En conséquence, la définition d'une opération de contrôle non destructif s'établit en coopération entre les services contrôle, bureau d'étude et fabrication, voire le service après vente si le client est impliqué dans cette opération.

Par ailleurs, le souci constant de restreindre la dispersion des opérations de contrôle (comme pour la fabrication) doit conduire à se soucier des paramètres suivants:

- formation des opérateurs;
- définition du poste de travail;

• probabilité de détection en fonction du lieu, de la forme et de la taille des défauts.

Toute tentative d'automatisation avec enregistrement des opérations de CND répond au même souci.

2–Le CND, l'un des outils de l'assurance qualité

Depuis quelques années, avec l'évolution technologique extrêmement rapide des matériaux, avec le renforcement des exigences concernant la sécurité et la prise en compte plus rigoureuse des paramètres affectant la fiabilité — ceci afin de pouvoir garantir le succès de la mission avec une probabilité élevée et connue — est apparu le concept d'assurance de la qualité.

Ce concept qui repose sur l'hypothèse qu'une bonne structure doit engendrer de bons produits, n'est pas encore entré dans la pratique courante d'une façon systématique.

Actuellement, le concept d'assurance de la qualité est adopté d'une part pour l'industrie nucléaire et d'autre part, dans l'aéronautique mais uniquement pour les pièces dont la fonction est vitale.

La méthodologie qui en découle a pour but de s'assurer que la structure industrielle qui conçoit, réalise et contrôle le produit est organisée au plan des procédures, des hommes et des moyens matériels de façon à garantir que le niveau de qualité spécifié est et sera obtenu d'une manière reproductible. Le niveau de qualité optimum est celui qui assure à la fois:

• la satisfaction du client ou du plus grand nombre possible de clients,

• les meilleures conditions de développement de l'entreprise dont le profit est un des éléments.

Le C.N.D. fait partie de la panoplie d'outils dont dispose le constructeur pour assurer la qualité et cet outil devra donc lui-même être bâti sur ces principes.

Nous essayerons de dégager les tendances actuelles pour chacune des 3 composantes de l'opération de CND à savoir:

• l'opérateur,

• la procédure,

• l'outil de contrôle.

3–Formation et certification des opérateurs CND

Nous avons annoncé précédemment «qu'une bonne structure doit engendrer de bons produits». Le mot structure dans cette formule englobe les procédures et les matériels mais aussi les hommes, c'est-à-dire, leur formation et la reconnaissance de leur savoir-faire.

Le COFREND (Comité Français des Essais Non Destructifs) émanation de l'ensemble des spécialistes d'essais non destructifs français a défini et mis en place un système national couvrant tous les domaines d'activité (Norme Afnor: NF A.09.0.010).

Ce système vise exclusivement à la reconnaissance du savoir-faire des opérateurs. La formation des opérateurs est laissée à l'initiative de l'industriel qui, suivant les cas assure lui-même la formation théorique et pratique ou bien, s'appuie pour la partie théorique sur des organisations privées (constructeur d'appareillages ou groupement d'enseignants du cycle supérieur).

Le système de certification COFREND est équivalent au système ASNT développé aux États-Unis, il définit trois niveaux de compétence en CND:

Niveau 1

Les agents de niveau 1 sont des opérateurs capables d'effectuer des contrôles selon des instructions écrites.

À cet effet, ils doivent être capables, en se conformant à ces instructions écrites:

- de procéder aux réglages de l'appareillage,
- de procéder aux essais,
- de relever les résultats obtenus et d'en rendre compte.

Pour l'ensemble de ces tâches, les agents de niveau 1 travaillent selon les instructions et sous la direction d'un agent certifié de niveau 2 ou 3.

Niveau 2

Les agents de niveau 2 sont capables d'effectuer les tâches prévues pour le niveau 1 et d'en contrôler la bonne exécution; ils sont aptes à mettre au point des modes opératoires de contrôle adaptés à des problèmes faisant l'objet d'une spécification de contrôle et à prendre les mesures nécessaires à leur mise en application. À cet effet, ils doivent:

- avoir une bonne connaissance du procédé de contrôle concerné et du matériel correspondant, dans le secteur d'application considéré;
- évaluer et interpréter les résultats du contrôle en fonction des codes, normes et spécifications à respecter;
- assurer les mises en service et les vérifications des appareillages;
- établir des instructions écrites relatives aux opérations à exécuter par les agents de niveau 1 et participer à leur formation lorsqu'ils y sont appelés.

Niveau 3

Un agent de niveau 3 est apte à diriger toute opération de contrôle non destructif pour laquelle il est certifié, et est capable d'évaluer les résultats en fonction des codes, normes et spécifications existants. Il doit bien connaître la fabrication et l'utilisation des matériaux et produits du secteur considéré, pour définir les modes opératoires et aider le service concerné à établir des critères d'acceptation, lorsque ceux-ci n'existent pas.

Il est nécessaire qu'il ait une connaissance approfondie du procédé de contrôle faisant l'objet de sa certification et une connaissance suffisante d'autres procédés de contrôle non destructif complémentaires et couramment utilisés.

L'agent de niveau 3 veille à la formation, en vue de leur certification, dans les centres agréés, des agents de niveaux 1, 2 et 3.

S'il est requis comme tel, il est responsable des examens de certification, dans les centres agréés, des agents de niveaux 1 et 2. L'organisation du système de certification COFREND est le suivant:

Le C.C.C.:

- reconnaît, contrôle et coordonne les comités sectoriels [1],
- confirme et enregistre la certification des agents de niveau 3.

le C.S.A. et le C.O.S.A.C.:

- reconnaissent, contrôlent et coordonnent les centres agréés,
- confirment et enregistrent la certification des agents de niveaux 1 et 2,

• jugent les candidats à la certification de niveau 3 et transmettent les dossiers au C.C.C.

Les centres d'examen pour les niveaux 1 et 2 disposent des moyens en personnel, en locaux, en équipements et appliquent les procédures définies par le C.C.C. L'examen comprend pour chaque procédé [2] 3 parties:

• examen médical,

• une épreuve écrite et une épreuve pratique pour la vérification des connaissances générales (tronc commun),

• une épreuve écrite et une épreuve pratique pour la vérification des connaissances spécifiques (secteur d'application).

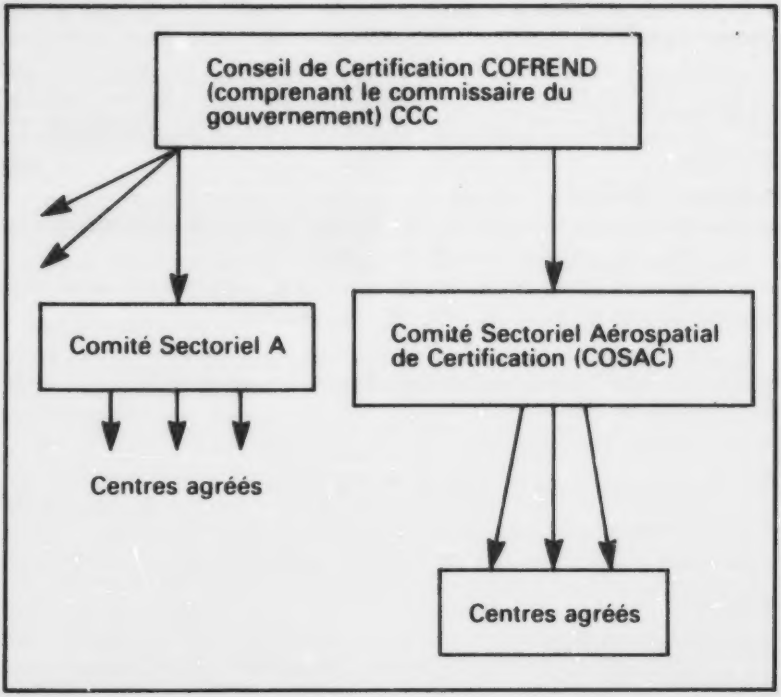
Le centre agréé est sous la responsabilité d'un agent de niveau 3 qui transmettra au COSAC les dossiers d'examen des candidats avec une proposition de décision [3].

1) 7 comités sectoriels à ce jour:

• sidérurgie,
• fonderie,
• tubes,
• gros équipements,
• plurisectoriel,
• construction métallique-soudage,
• aérospatial.

2) Procédés de contrôle relevant d'une procédure de certification:

• contrôle visuel (VS),
• contrôle ultrasonore (US),
• contrôle magnétoscopique (MG),
• contrôle par ressuage (RS),
• contrôle par rayonnements ionisants (RI),
• par courants de Foucault (CF),
• d'étanchéité (ET).



Organigramme du Conseil de Certification COFREND

3) Les certificats:

Les certificats sont établis au nom de leur titulaire, la carte correspondante leur est remise directement. Outre la mention du procédé de contrôle et du secteur d'application faisant l'objet de la certification, les certificats portent un volet spécial destiné aux visas du ou des employeurs. Ce visa tient lieu d'autorisation d'opérer.

Pour ce qui touche la formation, la procédure COFREND laisse à l'industriel toute liberté, mais, toutefois, recommande un minimum de temps de formation et d'expérience. Le tableau ci-après reproduit ces minimums pour les candidats aux certifications niveaux 1 et 2.

Formation théorique et pratique en heures

Procédés de contrôle	Examen visuel		Rayonnements ionisants		Magnétoscopie		Ultrasons		Ressuage		Courants de Foucault		* Étanchéité	
Formation académique	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**
Formation technique supérieure (DUT-BTS) ou équivalent			12	40	8	4	24	40	4	4	8	8		
Formation secondaire			20	40	12	8	40	40	4	8	12	8		
Formation primaire			80	100	24	16	40	80	12	16	48	24		

Expérience en temps de travail (exprimé en mois)

Procédés de contrôle	Examen visuel		Rayonnements ionisants		Magnétoscopie		Ultrasons		Ressuage		Courants de Foucault		* Étanchéité	
Indépendamment de la formation académique	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**	**Niveau 1**	**2**
			3	9	1	3	3	9	1	2	1	9		

Tableau 1
Niveau minimal recommandé de formation et d'expérience pour les agents de niveaux 1 et 2.

NOTA: Pour la certification de niveau 2, les durées de formation (en heures) et d'expérience (en mois mentionnés dans les colonnes «niveau 2» de ce tableau) ne concernent que le cas de l'agent qui passe du niveau 1 au niveau 2.
Si un agent est qualifié directement au niveau 2, les durées de formation et d'expérience requises seront la somme de celles prévues respectivement pour les niveaux 1 et 2.

L'expérience requise peut être acquise simultanément dans plusieurs disciplines, le candidat doit passer au moins 25% de son temps dans chacune des disciplines pour lesquelles il sollicite la certification.

*** Procédés tels que:**
- variation de pression
- gaz traceur

4–Valeurs seuils et valeurs sûres en C.N.D.

Une méthode de C.N.D. adaptée à un problème posé doit donner en contrôle:

— un taux maximum de détection,

— un taux minimum de fausses alertes.

Ceci en tenant compte du type de pièces et de défauts recherchés mais aussi du lieu où s'effectue le contrôle et du personnel disponible.

Le graphique (fig. 1) extrait d'une étude américaine compare sur un cas donné trois méthodes C.N.D. différentes.

Indépendamment du classement entre les méthodes, ce graphique fait ressortir deux notions:

— la valeur sûre de détection,

— la valeur seuil de détection.

La valeur «sûre» de détection:

taille au-dessus de laquelle les criques sont détectées avec une très forte probabilité (notion qui peut être élargie à tous les opérateurs d'un certain standard travaillant avec une procédure déterminée).

La valeur «seuil» de détection:

taille à partir de laquelle les criques commencent à être détectées, (notion qui est probablement à relier aux taux de fausses alarmes à cause de l'interférence avec les défauts naturels: rayures, état de surface, piqûres de corrosion, écarts géométriques, etc.).

Ces différentes notions ont été reprises dans une étude de l'Aérospatiale sur la détection des criques par ultrasons et par courant de Foucault dans les trous de rivets. Cette étude comportait les phases successives suivantes:

• réalisation d'environ 500 éprouvettes en tôles d'alliages légers, de trois épaisseurs (4, 6 et 8 mm), comportant des trous de rivets (fig. 2),

• initiation de criques de fatigue de différentes longueurs dans certains de ces trous de rivets,

• détection des criques, en utilisant une procédure basée sur la méthode ultrasons par échos avec transducteur à angle (fig. 3), effectuée par 7 contrôleurs de niveaux de classification, d'organismes et de pays différents,

- détection des criques, en utilisant une procédure basée sur la méthode de courant de Foucault avec l'appareil Rototest utilisant une sonde d'alésage, effectuée avec un seul opérateur,
- ouverture des criques et détermination de leur surface (fig. 4).

L'exploitation statistique de cette étude est résumée par les figures qui suivent.

Sur la figure 8, il est à noter un creux dans la sensibilité de détection bien après avoir atteint la valeur sûre. Il ne nous est pas apparu clairement, vu la population de criques dont nous disposions, si ces chutes de sensibilité locales indiquaient que la valeur sûre n'était pas encore atteinte ou si ces chutes pouvaient se produire pour n'importe quelle valeur de la surface criquée: «absence du contrôleur».

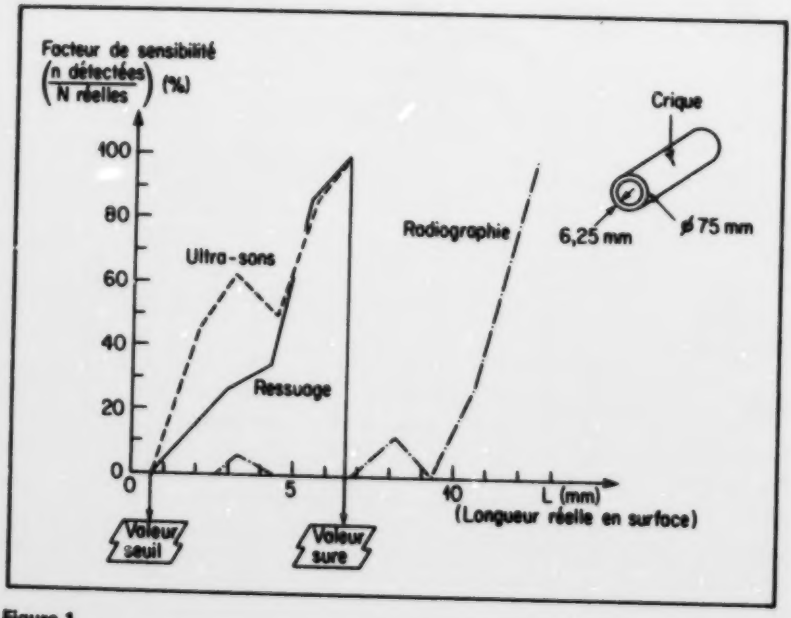


Figure 1
Exemples de facteur de sensibilité pour différentes méthodes de CND.

Cette dernière hypothèse militerait pour le développement de systèmes automatisés ou pour la répétition de certaines opérations de contrôle.

La figure n° 9 représente les résultats acquis en détection pour la méthode courante de Foucault (Rototest) utilisant une sonde d'alésage.

Pour cette expérimentation, un réglage très haute sensibilité avait été choisi a priori pour obtenir une valeur seuil aussi basse que possible.

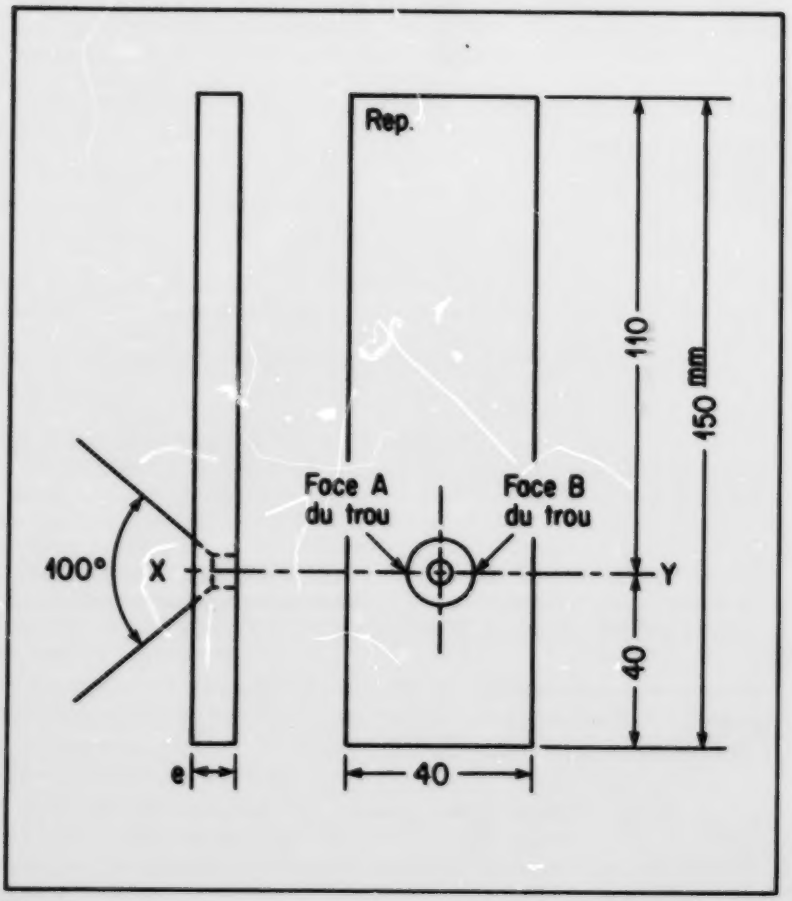


Figure 2
Éprouvette pour les essais ultrasons.

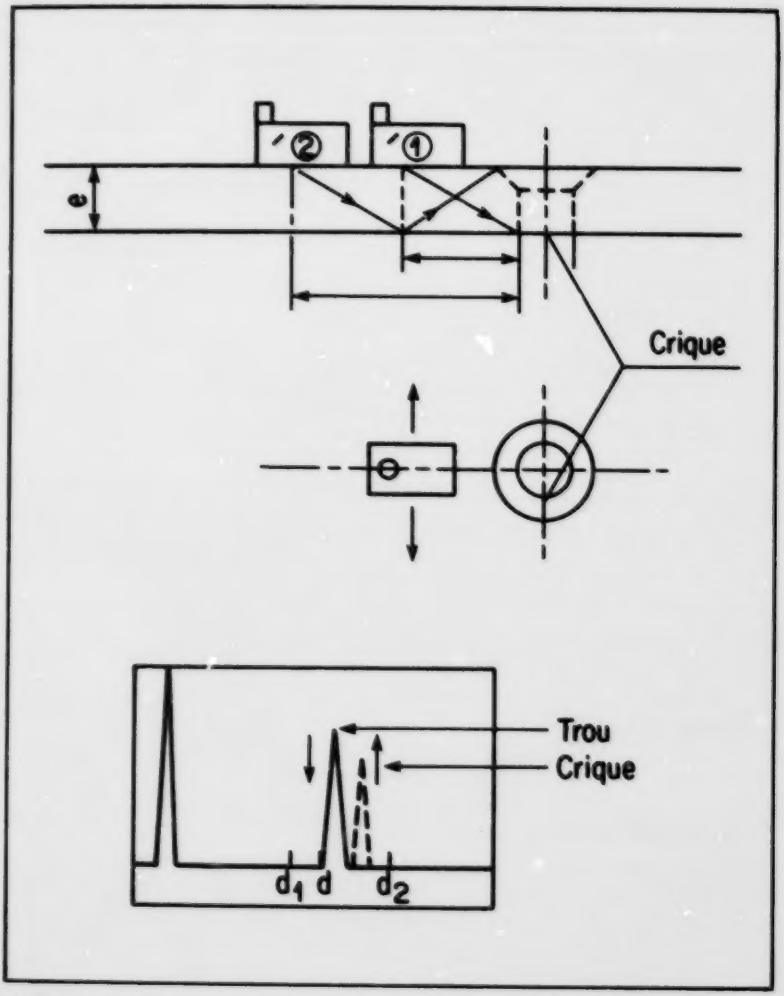


Figure 3
Contrôle par ultrasons de trou de rivet.

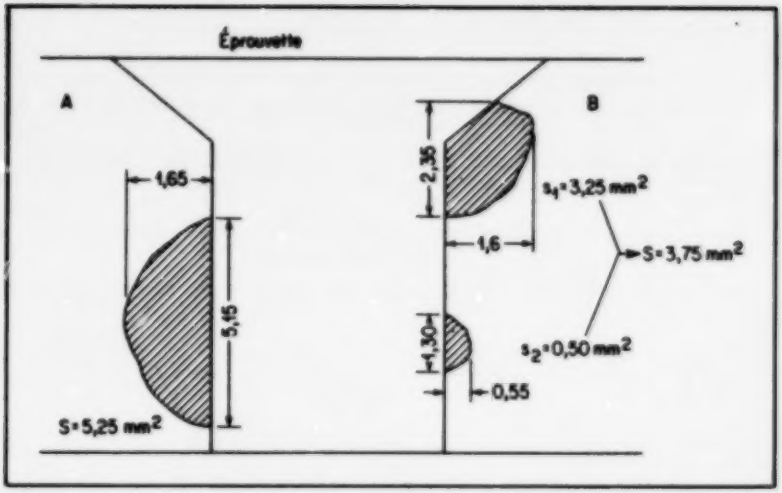


Figure 4
Détermination de la surface des fissures. Exemples de calcul.

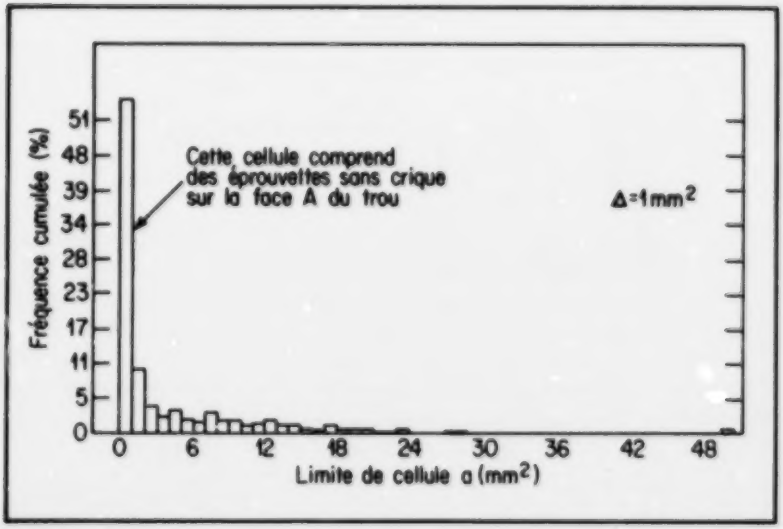


Figure 5
Répartition des surfaces réelles des fissures de fatigue en fonction de leur surface.

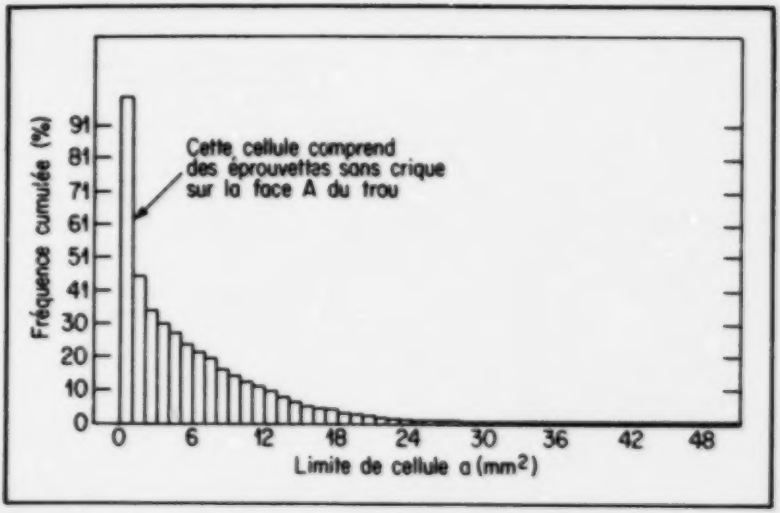


Figure 5
Répartition en fréquence cumulée (cellules caractérisant le nombre de criques) de fissures, en fonction de leur surface.

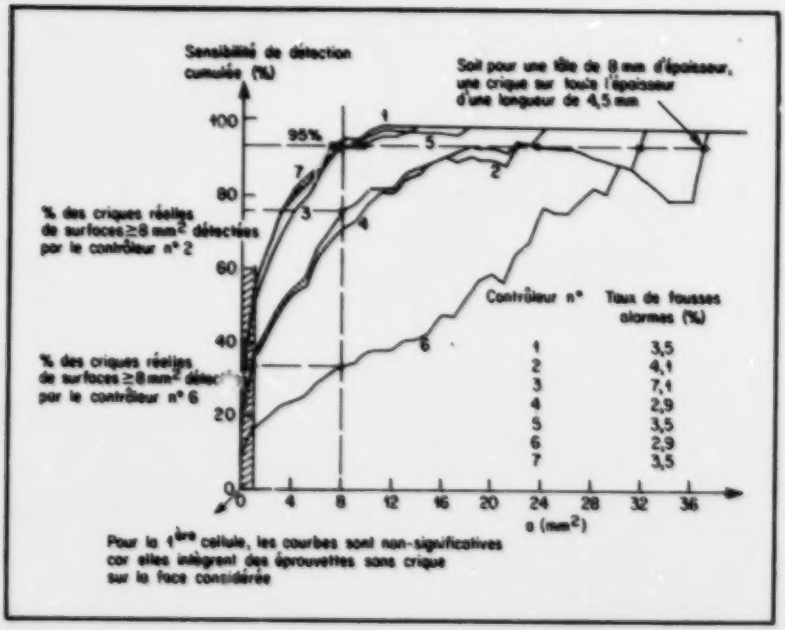


Figure 7
Sensibilité de détection, pour les sept contrôleurs différents, en fonction des surfaces réelles des criques. On a aussi porté le pourcentage de fausses alarmes.

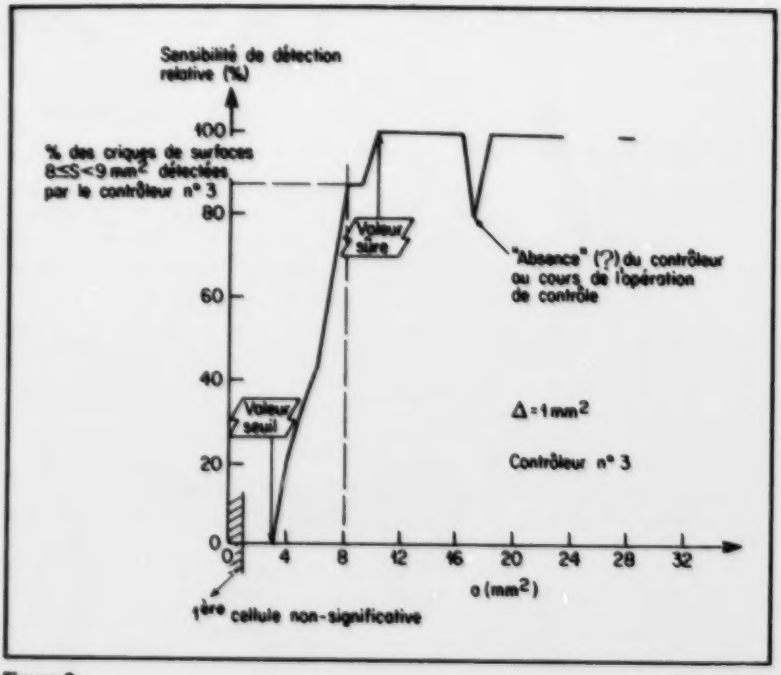


Figure 8
Détection par ultrasons des résultats de l'opérateur n° 3 en sensibilité de détection relative.

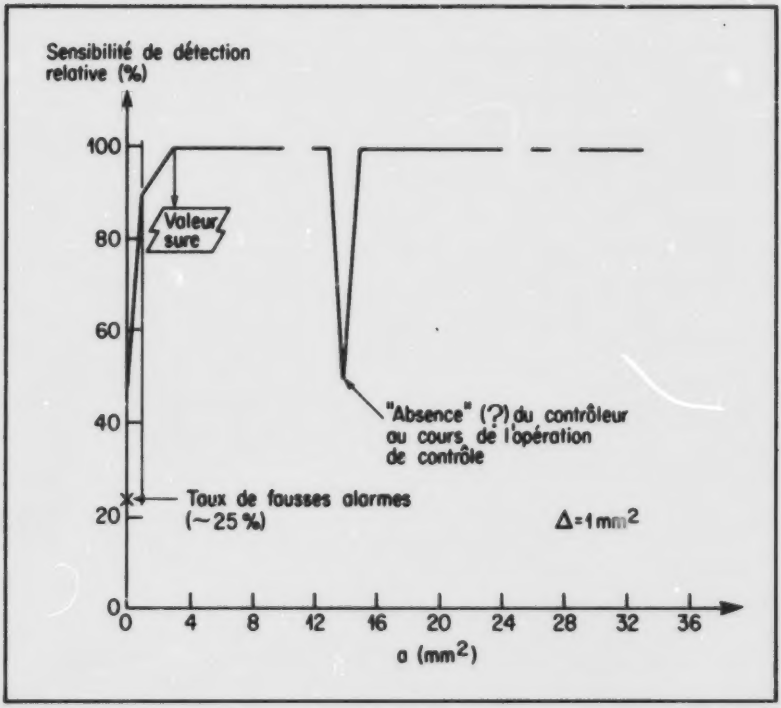


Figure 9
Résultats acquis en détection pour la méthode «courant de Foucault» (Rototest) utilisant une sonde d'alésage.

Pour cette expérimentation, un réglage très haute sensibilité avait été choisi a priori pour obtenir une valeur seuil aussi basse que possible.

De cette étude, il ressort que:

- la valeur sûre enregistrée pour ce contrôle est très petite;
- par contre on notera de nouveau une chute locale de la sensibilité de détection pour une valeur de la surface de criques relativement importante;
- et surtout le taux de fausse alarme qui est très élevé (voisin de 25%).

5–Outils pour l'opération de CND

Les outils de CND doivent être répartis en 2 groupes:

— les outils de base, par exemple l'appareil ultrason proprement dit,

— les outils de contrôle, par exemple l'ensemble mécanique et électronique permettant, toujours pour les ultrasons, de déplacer le palpeur sur toute la surface de la pièce à contrôler et d'enregistrer les indications de défaut sur une cartographie.

Pour l'obtention des outils de base, nous disposons de constructeurs de matériel en nombre a priori suffisant, même si les firmes sont essentiellement étrangères.

Pour l'obtention des outils de contrôle qui visent à accroître la fiabilité de l'opération de contrôle, sans oublier l'amélioration des cadences et des coûts, il semble que nous disposions de peu d'équipes, même à l'étranger. Cette lacune, qui nous apparaît comme très pénalisante, devrait pouvoir être comblée si les utilisateurs potentiels faisaient apparaître clairement l'étendue de leurs besoins et définissaient ainsi l'étendue du marché (par contact direct avec les équipes déjà existantes ou auprès de services ministériels adéquats). À titre d'exemple, quelques outils de contrôle sont présentés dans l'annexe à ce chapitre.

6–Philosophie de conception, influence sur les opérations de CND

Deux principes de base sont utilisés en Aéronautique au niveau de la conception des pièces de catégorie 1 pour assurer la sécurité:

— Le Safe life,

— La tolérance au dommage qui regroupe les notions de «Fail Safe» et de «Safe Crack Growth».

Ces principes sont représentés schématiquement, voir figure 10.

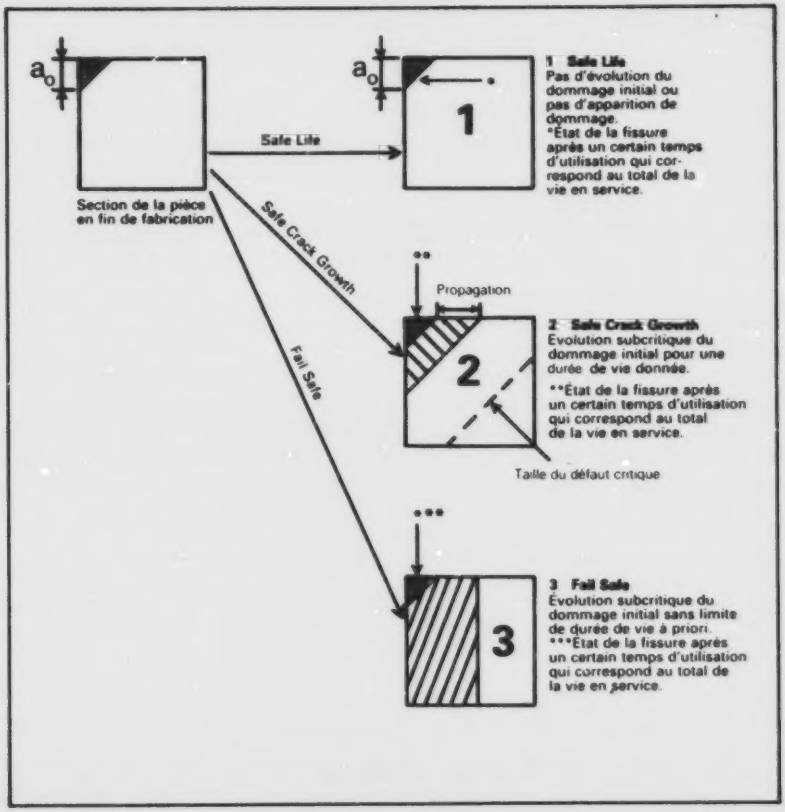


Figure 10
Schématisation des principes de base de CND utilisés dans l'aéronautique.

1) Le «Safe Life»:

Dans le cas du «Safe Life», la sécurité repose sur la non-propagation des défauts de taille non détectables au cours des opérations de CND. Ceci est donc reliable au ΔK seuil du matériau.

En fait pratiquement et jusqu'à ce jour, l'approche n'a pas été faite en ΔK mais pour l'essentiel en $\Delta\sigma$ dynamique. Des procédures de calcul pour le choix du niveau de contrainte dynamique utilisable en service pour un environnement donné sont établies et ce sont ces procédures qui garantissent la sécurité en service. Parallèlement, bien sûr, une attention soutenue a toujours été portée aux opérations de CND au cours et en fin de fabrication.

Cette façon de faire n'est malgré tout pas tout à fait satisfaisante car elle n'est pas quantitative vis-à-vis de l'opération de CND. Une justification par calcul de la taille des défauts à détecter à coup sûr serait préférable en prenant les précautions de choisir une valeur réaliste de ΔK seuil.

2) Le «Safe Crack Growth»:

Dans le cas du «Safe Crack Growth», notion plus récente, la taille de défaut mis en évidence à coup sûr par l'opération de CND en utilisant du personnel qualifié est en général inférieure à la taille initiale du défaut pris en compte pour le calcul. Il semble également dans ce cas que la garantie de la sécurité des pièces en service repose essentiellement sur l'estimation du spectre de contrainte dynamique.

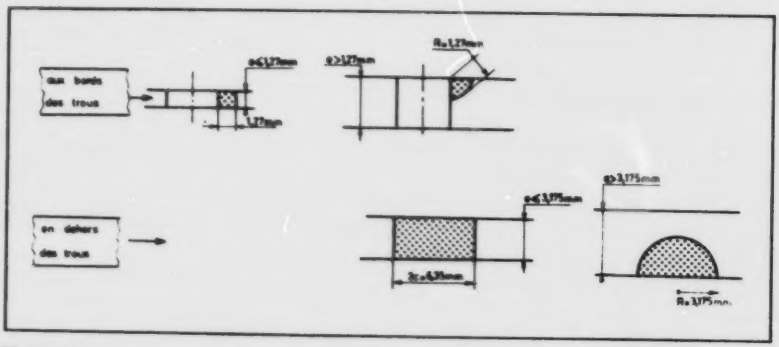


Figure 11
Extraits de la norme MIL-A-83 444 fixant des tailles initiales de défauts à prendre en compte par le calcul.

3) Le «Fail Safe»:

Dans le cas du «Fail Safe», la sécurité des pièces en service repose essentiellement sur la mise en parallèle des ½ sections assurant le passage des efforts. Les opérations de CND dans ce cas, doivent rendre la probabilité de trouver un défaut non décelable sur les deux ½ sections associées, quasiment nulle.

Il est à noter que quelle que soit la philosophie de conception retenue pour réaliser un sous-ensemble, un programme de surveillance du vieillissement en service est toujours établi, pour s'assurer de la validité des hypothèses retenues vis-à-vis de l'environnement.

Matériaux non métalliques		Matériaux métalliques
	Réception Matière	— vérification de la santé interne (criques, porosités, corps étrangers . . .) — recherche des défauts superficiels (criques, taches de trempe sur alliages légers), — état de traitement thermique (mesure de la conductivité des alliages légers).
après la phase de polymérisation du matériau de base ou des joints collés. — certaines fois en final par un proof test	**En Fabrication**	— après toutes les phases qui, avec une probabilité suffisante, peuvent créer des défauts (soudage-collage-formage-trempe, traitement de surface fragilisant) — systématiquement pour les pièces importantes (pièces classe 1*) et éventuellement sur les autres (pièces classes 2*) recherche des défauts superficiels ou très près de la surface, en fin de fabrication.
— initialement prévues: • en général pour fixer la date de fin d'utilisation (dépose suivant ÉTAT) — suite à des dégradations révélées à l'usage (?)	**En Service**	— initialement prévues: • soit pour conforter un potentiel défini par calcul et essai de fatigue • soit pour pallier de légères insuffisances mise en évidence aux essais de fatigue. — suite à des dégradations révélées à l'usage

Tableau 2
Principales opérations du CND.

*** pièces «classe 1»:**
éléments essentiels à la sécurité ou à la sûreté de fonctionnement. Leur défaillance peut causer:
• soit un accident catastrophique
• soit la perte de l'appareil
• soit l'échec de la mission

pièces «classe 2»:
éléments dont la défaillance risque d'entraîner une perturbation majeure dans le fonctionnement de l'appareil.

7–Utilisation du CND aux différentes phases conduisant à la réalisation et à la maintenance des appareils

Le tableau 2 résume les principales opérations du CND en fonction du type de matériau utilisé pour les pièces structurales. Des exemples d'opération CND sont donnés en annexe à ce chapitre.

8–Perspectives d'avenir – Conclusions

Le Contrôle Non Destructif diminue par rebut la dispersion de caractéristiques et donc de comportement que les pièces auront pour une sollicitation donnée.

Une voie concurrente est l'amélioration des outils et des gammes de fabrication qui amène au contraire à moins de rebut. Le CND est alors utilisé, en général, ponctuellement, pour justifier ces nouvelles gammes et vérifier leur constance.

Au niveau des ensembles en service, le Contrôle Non Destructif permet de surveiller leur comportement — dans des conditions d'environnement souvent difficiles à prévoir. À ce stade, la seule voie concurrente est l'accroissement des marges de sécurité prise en compte à la conception.

De ce constat, il semble que l'avenir devrait voir se développer l'emploi du CND comme moyen de surveillance en service.

À ce jour, il semble que la fiabilité des opérations CND ne soit pas encore parfaitement admise, il est probable que ceci soit dû au manque:

- de système de reconnaissance de la qualification des opérateurs;
- de données précises sur les valeurs sûres pour un certain nombre de procédures;
- d'outils (si possible automatisés avec enregistrement) pour ces mêmes procédures.

Il n'est pas question de négliger le développement de nouvelles méthodes, mais un effort d'industrialisation des méthodes déjà bien connues nous semble nécessaire. C'est dans ce sens que travaillent les laboratoires de la profession.

Couramment	Méthode globale	Méthode ponctuelle
Le ressuage	X	
La magnétoscopie	X	
La radiographie par RX	X	
Les ultrasons	éventuellement si automatisation	X
Les courants de Foucault	éventuellement si automatisation	X

Exceptionnellement ou en cours de développement	Méthode globale	Méthode ponctuelle
La caméra infrarouge	X	
L'holographie	X	
L'émission acoustique	X	

Tableau 1
Méthodes de CND utilisées dans l'aéronautique.

Annexe

Quelques exemples d'opérations de C.N.D.

Le tableau 1 résume les méthodes de CND utilisées dans l'aéronautique.

Toutes les procédures de contrôle pour chacune des méthodes font l'objet de documents de contrôles spécifiques qui forment une collection vivante de normes internes.

Les critères généraux de ces différentes méthodes sont définis par des documents contrôle-bureaux d'étude. Des critères particuliers peuvent être nécessaires et dans ce cas, ils sont figés sur des documents de portée moins générale pouvant même être la Fiche d'Essais se rapportant à une pièce.

L'ensemble de cette législation propre à chaque société est conforme aux canevas et aux normes publiés au niveau national et/ou international (Européen par exemple).

1 – Chez le fournisseur de demi-produits

Nous prendrons 2 exemples portant sur le contrôle de la santé interne de pièces coulées et de tôles épaisses en alliages légers.

1.1 Contrôle rayons X sur pièces coulées

Dans ce cas la méthode CND utilisée est la radiographie par rayons X.

Le constructeur, par un plan et une fiche d'essai, définit les formes, le matériau, son traitement thermique et les différents contrôles à effectuer.

Le fournisseur réalise quelques pièces pour mise au point de la gamme de fabrication et remet 2 pièces types au constructeur quand celle-ci est au point:

- une pour le dimensionnel,
- une pour le contrôle métallurgique.

Cette dernière pièce type est contrôlée aux rayons X et le fournisseur propose une fiche pour ce contrôle qui définit les films, les angles et les réglages de tirs. Le constructeur contrôle également cette pièce par rayons X et ensuite la découpe. Suite à ces essais et examens, le constructeur donne son accord à la proposition du fournisseur ou demande une modification.

Cette phase de réglage de la gamme de fabrication et de la procédure de contrôle est suivie d'une phase de production de série dont la surveillance chez le fournisseur est à la charge d'un service spécifique du constructeur.

1.2 Tôles épaisses en alliages légers

Ces demi-produits, très importants pour la réalisation des structures d'avions, peuvent présenter deux défauts majeurs quant à leur santé:

- des défauts internes du type peaux d'oxydes et porosités,
- des taches de trempe.

1)

Le premier type de défaut est contrôlé par ultrasons en piscine par la méthode dite «par échos» utilisant la réflexion d'impulsions ultrasonores. Les défauts sont évalués au moyen de blocs de référence comportant des trous à fond plat (fig. 1).

Un sondage complet de la pièce est effectué en adoptant un réglage donnant un écho plein écran à la profondeur correspondant à l'épaisseur du produit pour le plus petit défaut équivalent pris en compte dans le contrôle (trou à fond plat de ϕ 1,2 mm dans ce cas).

Tous les échos quelle que soit leur position en distance, mais d'une hauteur supérieure à H/2 ou H/3, sont enregistrés, associés à une position (x-y).

Dans une seconde phase d'évaluation, ces défauts sont repris un par un avec un réglage moins sensible pour évaluation (fig. 2).

Les critères d'acceptation ont été fixés à l'origine en fonction des moyens de production, des règles de l'art et de la relation qu'il y a entre la santé et les allongements travers court en essai de traction.

Ces critères sont donnés par une Instruction Générale de Contrôle reproduite partiellement ci-dessous (fig. 3).

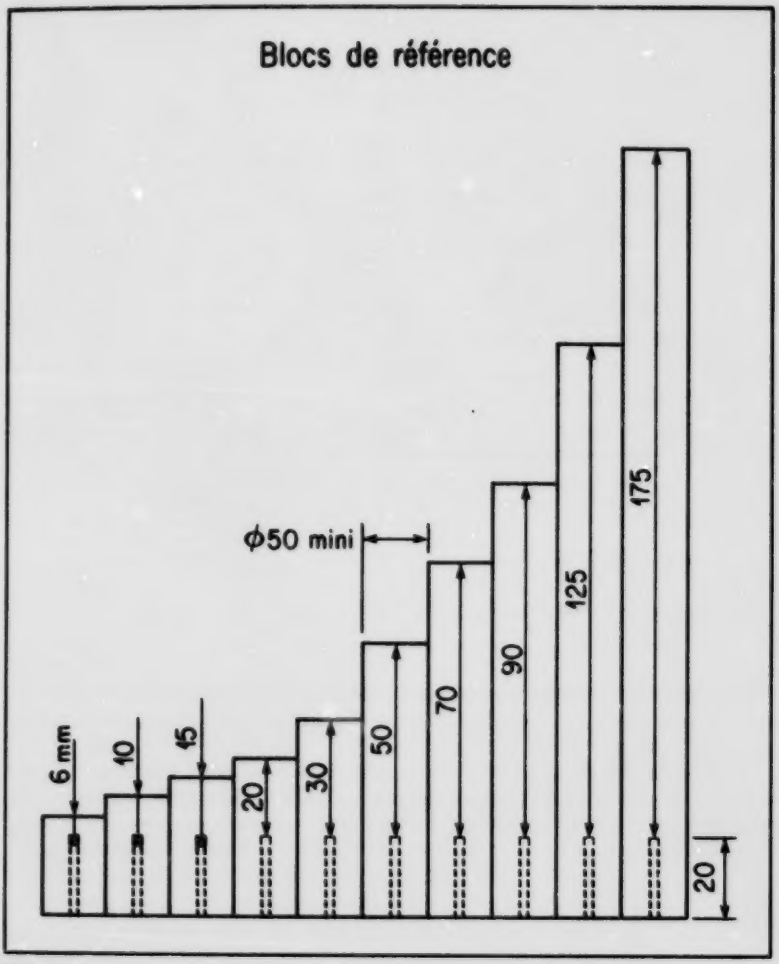


Figure 1
Défauts évalués par ultrasons au moyen de blocs de référence comportant des trous à fond plat.

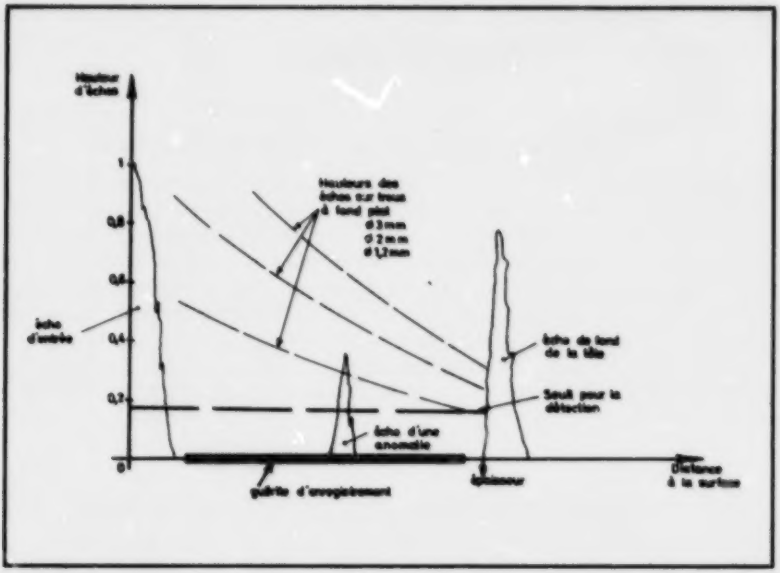


Figure 2
Influence de la sensibilité de détection sur l'intensité des échos.

Un paramètre important de ce contrôle est la profondeur de la zone morte ou zone non contrôlée donc inutilisable (fig. 4): cette zone morte est éliminée par usinage.

L'importance de la zone morte varie de 1,5 à 6 mm suivant: la face, les tolérances d'épaisseur et de planéité des tôles et le matériel US utilisé.

2)

Le second type de défaut (tache de trempe) est contrôlé par une mesure de conductivité en surface des tôles.

Les taches de trempe sont dues à un refroidissement perturbé: par un contact entre deux tôles voisines qui retient une poche de vapeur pour la trempe par immersion, par une obturation partielle d'une rampe pour la trempe par aspersion.

Ce refroidissement localement plus lent aboutit dans ces zones à une matrice d'aluminium plus pauvre en éléments d'additions dissous et donc de conductivité plus grande.

Cette mesure de conductivité se fait à l'aide d'un appareil du type sigmatest dont le palpeur est constitué par une bobine de mesure

Tableau récapitulatif des critères de rebut
pour les produits en alliages d'aluminium

Tôles épaisses – Pièces forgées ou matricées – Barres filées Épaisseur ou diamètre ≤ 63 mm	Tôles épaisses – Pièces forgées ou matricées – Barres filées Épaisseur ou diamètre > 63 mm
	Profilés filés – Tubes filés Section ≥ 5000 mm²
	1 défaut ≥ 3 mm
1 défaut ≥ 2 mm	2 défauts ≥ 2 mm s'ils sont distants de moins de 1 mètre
2 défauts ≥ 1,2 mm s'ils sont distants de moins de 25 mm	2 défauts ≥ 1,2 mm s'ils sont distants de moins de 25 mm
1 défaut allongé L ≥ 25 mm si écho ≥ 1,2 mm	1 défaut allongé L ≥ 25 mm si écho ≥ 1,2 mm
10 défauts ≥ 1,2 mm compris dans cercle de 500 mm de diamètre	10 défauts ≥ 1,2 mm compris dans cercle de 500 mm de diamètre
15 défauts ≥ 1,2 mm par mètre de longueur	15 défauts ≥ 1,2 mm par mètre de longueur
Amortissement de l'écho de fond de 50 %	Amortissement de l'écho de fond de 50 %

Figure 3
Critères donnés par une Instruction Générale de Contrôle reproduite partiellement.

parcourue par un courant alternatif qui engendre des courants de Foucault dans le métal (fonction de sa conductivité) qui agissent à leur tour sur les caractérisitiques de la bobine de mesure.

Les valeurs de conductivité sur les nuances couramment utilisées en aéronautique pour ce type de demi-produit sont généralement comprises entre 18 et 23 $m/\Omega \cdot mm^2$ (équivalant au mégasiemens par mètre). La dispersion normale d'une trempe homogène est de l'ordre de 1 m/mm^2, les taches de trempe se révèlent par un écart de conductivité 0,5 $m/\Omega \cdot mm^2$ pour une distance de 100 mm.

Par ailleurs, la taille minimale de tache de trempe recherchée est de 100 mm × 100 mm.

Le contrôle de ces taches impose un palpage au pas de 100 mm sur les deux faces, donc un retournement du tôles, ce qui rend ce contrôle extrêmement lourd.

Pratiquement, la mise en place de consignes de chargement des fours dans le cas de la trempe par immersion et de surveillance des

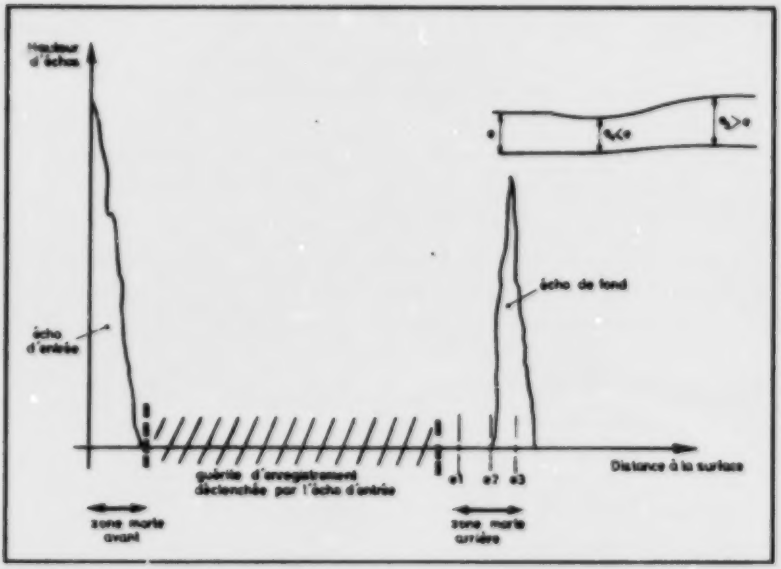


Figure 4
Profondeur de la zone morte (ou zone non contrôlée).

rampes pour la trempe par aspersion (justifiée par un contrôle à 100% des produits pendant une période de fabrication suffisante) permet de limiter le contrôle en production courante à quelques produits comme suivi de qualité.

Cette procédure, économiquement plus intéressante qu'un contrôle automatisé à 100% (type contrôle ultrason) est possible car les causes de défectuosité sont parfaitement connues et maîtrisables.

2–Chez le constructeur en cours ou en fin de fabrication

2.1 Magnétoscopie sur pièces d'hélicoptères en acier

Cette méthode de contrôle est basée sur la distorsion des lignes de force d'un champ magnétique provoquée par un défaut qui est révélée

en général par un liquide support renfermant en suspension de l'oxyde de fer fluorescent. L'opération de contrôle repose sur 3 éléments:

— un outil (le poste de magnétoscopie),

— une procédure,

— un opérateur.

et sa fiabilité passe par l'encadrement aussi précis que possible de ces 3 éléments.

Ainsi pour *l'outil* les consignes suivantes sont impératives:

• Contrôle global de l'installation quotidiennement par examen d'un échantillon témoin étalon comportant des défauts repérés,

• Contrôle du liquide au moins tous les 8 jours et remplacement total au moins toutes les 6 semaines,

• Contrôle de l'éclairage (lumière noire) à l'aide d'une cellule (en général de l'ordre de quelques mois) au niveau du plan de travail,

• Contrôle du magnétoscope au moins 1 fois par an (contrôle des ampèremètres, du champ obtenu sur un objet standard, de la pompe). Chaque appareil doit être muni d'une fiche individuelle, placée à proximité immédiate de l'appareil et portant les renseignements suivants:

- caractéristiques de l'installation,
- produit utilisé,
- date de changement du produit,
- date de nettoyage de la pompe,
- date de vérification des tubes, valeur mesurée.

Enfin, en vue d'obtenir la meilleure qualité possible de l'examen des pièces, les consignes suivantes sont appliquées:

• les installations sont dotées de vitres ou de rideaux bleus,

• les opérateurs sont dotés de vêtements bleu foncé,

• les installations comportent une zone d'adaptation pour la vue des opérateurs.

Pour ce qui est de la *procédure* de contrôle elle est précisée (en plus de documents généraux connus des opérateurs) pour les pièces, de forme compliquée, ou importantes, par une fiche de contrôle magnétoscopique établie par le service méthode contrôle.

Cette fiche est établie après essais sur une pièce réelle qui permet de vérifier que dans toutes les zones à inspecter l'intensité du champ magnétique est suffisante (mise en évidence du fibrage ou mieux, mesure du champ tangentiel). Les intensités de contrôle sont déduites de ces manipulations.

Pour ce qui est de *l'opérateur* en plus des cycles de formation lui assurant une connaissance suffisante pour conduire à bien son contrôle, une attention particulière est portée sur sa capacité visuelle.

Annuellement les opérateurs subissent un examen ophtalmologique détaillé et la décision finale d'aptitude est prise après entente entre le chef du contrôle qualité, le médecin du travail et le médecin ophtalmologiste.

Pour le contrôle magnétoscopique, la méthode «d'encadrement» semble à ce jour avoir la préférence sur «l'automatisation» qui demande des installations complexes qui se sont révélées peu fiables et surtout qui n'ont pas résolu la phase finale d'interprétation sans opérateur.

2.2 Ressuage sur pièces d'avion en alliages légers

Cette méthode repose sur la capacité d'un liquide à pénétrer dans un défaut, par exemple par immersion de la pièce dans ce liquide. Après lavage de la pièce à contrôler, le défaut sera le seul lieu contenant ce liquide qui sera alors révélé par un produit grossièrement assimilable à un buvard (fig. 5).

La méthodologie «d'encadrement» développée précédemment pour le contrôle par magnétoscopie est également appliquée au contrôle par ressuage. Seuls, 2 points diffèrent sensiblement et ils découlent de la méthode qui repose sur *la capacité d'un liquide à pénétrer dans un défaut,* ce sont:

- la qualification des produits de ressuage proposés sur le marché (pénétrant et révélateur),

Cette qualification est à la charge des services centraux de la qualité qui testent ces produits avant de les porter (ou non) sur la liste des produits autorisés d'emploi (donc d'achat), liste qui constitue l'une des lois de notre législation du contrôle,

- la préparation de surface de la pièce avant ressuage (en plus du choix judicieux du contrôle ressuage dans la gamme de fabrication) qui vise à «préparer» l'intersection du défaut et de la surface de la pièce. Ce traitement de surface pourra être un dégraissage ou bien un décapage entraînant des enlèvements de matière allant de quelques microns à 1/10 de mm ou même un usinage suivi d'un décapage léger amenant à des enlèvements de matière de plusieurs mm. Le choix en est à la charge des services méthodes contrôles en fonction de la gamme de fabrication de la pièce à contrôler.

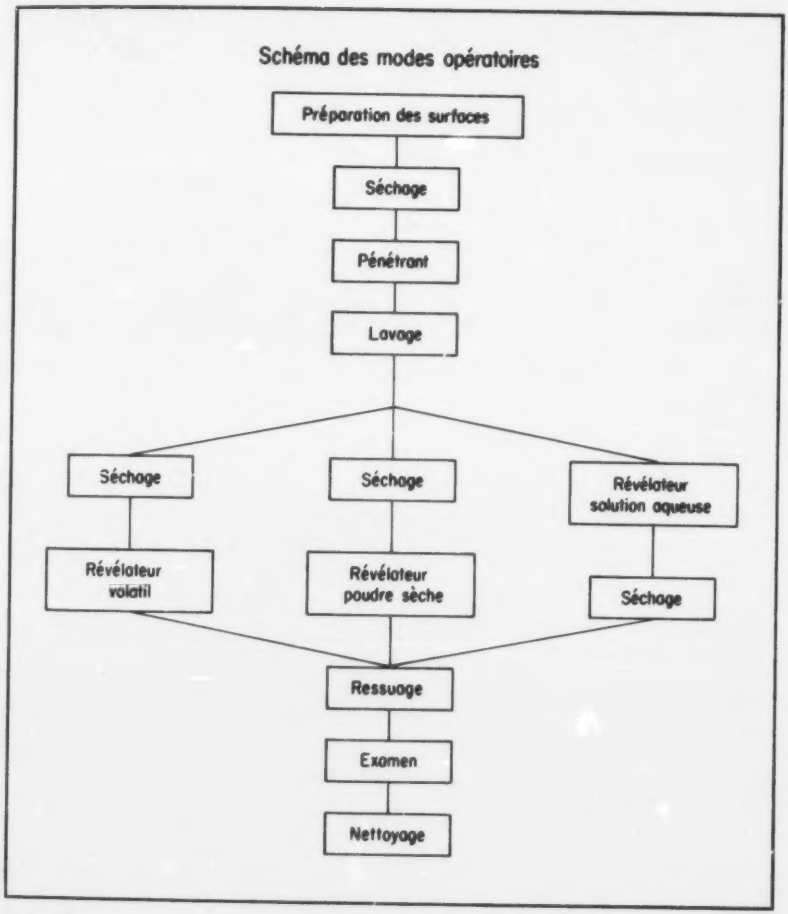


Figure 5
Mesure par ressuage (méthodologie d'encadrement).

Pour ce type de contrôle, l'automatisation se généralise (car elle est simple, en général, une suite d'immersions successives) tout en conservant un opérateur pour la phase finale d'observation.

2.3 Contrôle par ultrasons de peaux (ou tôles) composites en carbone-résine

Les «tôles» en composite sont obtenues par drapage de nappes de fibres de carbone unidirectionnelles (ou bien de tissus) imprégnées de résine, l'ensemble étant ensuite polymérisé au cours d'un cycle temps-température-pression.

Cette opération de polymérisation suivant qu'elle est plus ou moins bien conduite amène à un certain taux de porosité (fig. 6) et une pénalisation des caractéristiques mécaniques du produit fini.

Par ailleurs, d'autres erreurs de manipulation peuvent conduire à des manques de cohésion interplis de surface importante (par exemple oubli de séparateur) ou même à des délaminages à la découpe des bordures (fig. 6).

Par chance, il s'avère que tous ces défauts conduisent dans le cas d'un contrôle par ultrasons en transmission à un accroissement de l'absorption globale du produit.

Partant de ce constat, l'AÉROSPATIALE a développé un moyen industriel de contrôle couramment appelé le «C-SCAN» (fig. 7).

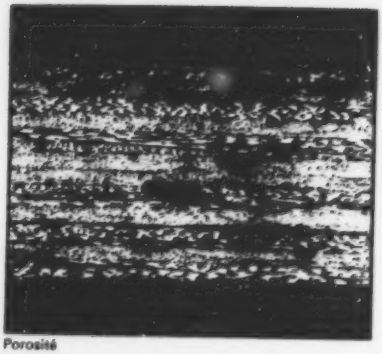
L'examen micrographique des porosités dans nos produits montrant des formes essentiellement lenticulaires et une localisation quasi-systématique aux inter-nappes (ou interplis) nous avons pu vérifier expérimentalement la loi reliant l'absorption à la porosité qui est de la forme:

$$2\,Adb = K1 + nK2 - 40\,(n-1)\log(1 - S/So)$$

2 Adb	= atténuation pour un double parcours entre un trajet dans l'eau sans composite et le même trajet avec insertion du composite.
K1	= atténuation aux interfaces + état de surface
K2	= atténuation à 0% de porosité par pli
n	= nombre de plis
S/So	= taux de porosité %/100 (relatif à une surface moyenne poreuse) (porosité surfacique dans le plan du composite)
1-S/So	= taux de liaison moyen entre nappes
So	= section du faisceau ultrasonore dans la pièce

Cette façon de définir le taux de porosité d'une plaque repose sur une hypothèse de base qui est l'homogénéité de la porosité dans l'épaisseur de la plaque. Le tableau 2 examine dans le cas où cette hypothèse n'est pas vérifiée ce que cachera le «taux de porosité réparti».

On notera que lorsque le nombre de plis du composite augmente, le taux «réparti» cache des faits qui sont de pire en pire si l'hétérogénéité dans l'épaisseur est réelle.


Porosité

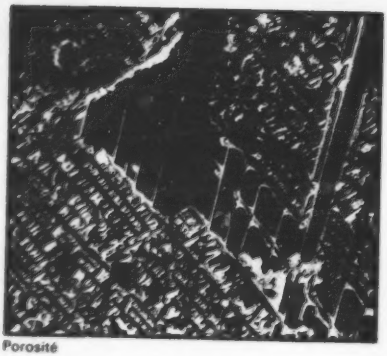

Porosité

Figure 6
Porosités dues à la polymérisation.

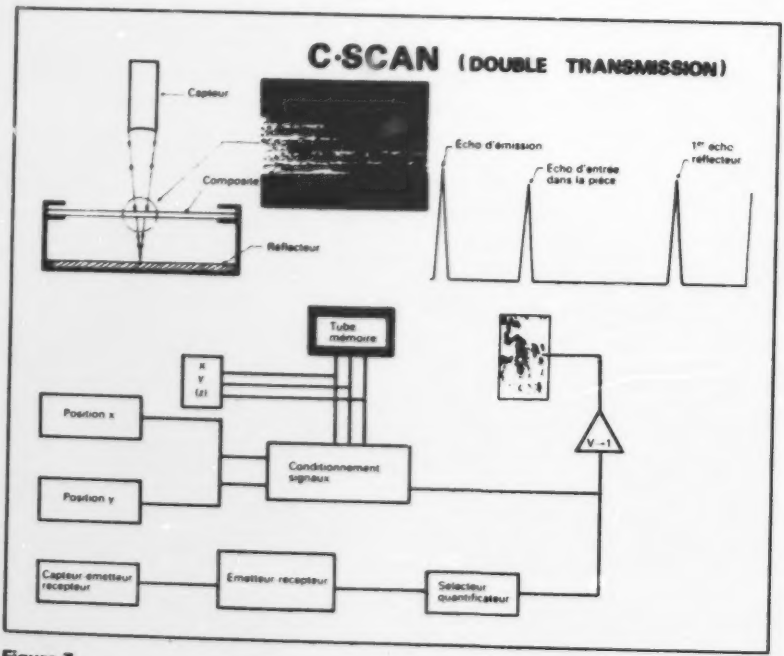


Figure 7
Principe du C-SCAN.

Nombre de plis de la plaque	Taux «réparti» %	Distribution hétérogène des manques de cohésion sur		
		1 seul interpli	2 interplis à quantité égale	½ des interplis à quantité égale
		Taux de porosité (%) ou manque de cohésion sur ces interplis		
n = 10	3%	26%	14%	—
n = 20	3%	45%	26%	5%
n = 30	3%	60%	36%	9%
n = 40	3%	71%	46%	10%

Tableau 2
Distribution hétérogène des manques de cohésion dues aux porosités.

L'hétérogénéité maximale est le cas d'un composite parfait vis-à-vis de la porosité et présentant un manque de cohésion total d'une certaine surface à 1 interpli.

Dans un tel cas de défaut local recherché par un contrôle C-Scan en double transmission, la visualisation dépendra:

- de la taille du faisceau ultrasonore du palpeur,
- du pas de palpage,
- du nombre de plis du composite.

2.4 Holographie sur pièces composites

Pour le contrôle non destructif d'une pièce ou d'un sous-ensemble la tentative est toujours la même:

1ère phase:
Un contrôle global (sur par exemple plusieurs mètres carrés) qui permet de détecter les zones anormales.

2ème phase:
Un contrôle ponctuel dans les zones repérées précédemment.

L'interférométrie holographique permettrait un contrôle global de pièces et c'est dans cet esprit que nous avons développé une installation probatoire.

Le cliché (fig. 8) donne une vue de cette installation qui permet de contrôler des surfaces de l'ordre du mètre carré.

Le problème délicat à résoudre pour rendre ce type de moyen industriel est la mise sous contrainte de la pièce pour effectuer le second hologramme qui donnera avec le premier effectué sur un état non contraint de la pièce, des franges d'interférences.

À ce jour, il nous semble que la mise en dépression est un moyen simple de mise en contrainte reproductible qui pourrait facilement être industrialisé (fig. 9).

Évidemment, cette méthode de mise sous contrainte impose que les structures à contrôler soient étanches.

Après les différentes études que nous avons effectuées, il nous semble certain que le contrôle par interférométrie holographique sera d'ici peu dans les usines.

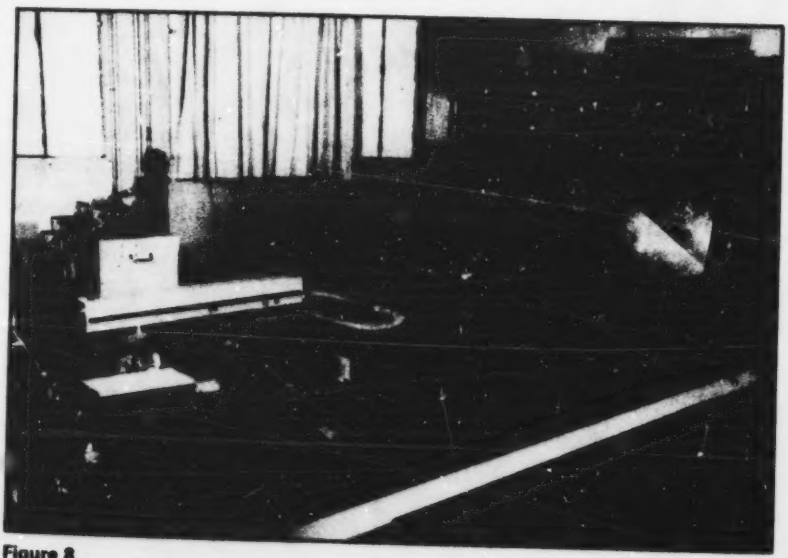
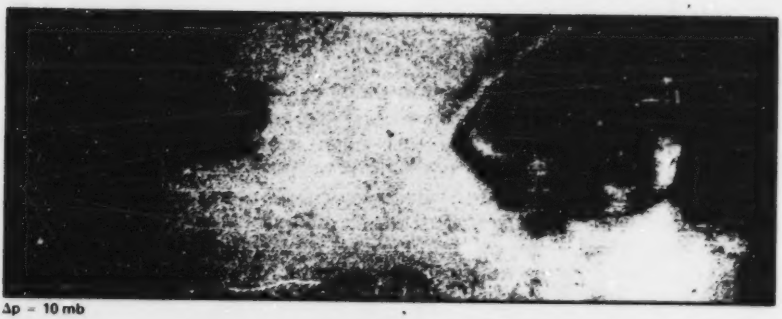


Figure 8
Installation d'interférométrie holographique (probatoire).



Δp = 10 mb

Δp = 25 mb

Δp = 80 mb

Figure 9
Variation de l'interférogramme pour différentes pressions.

3–Maintenance chez le client

3.1 Actions programmées

Il faut admettre qu'un avion sort parfait des planches à dessin, pour le niveau de connaissances et les moyens de conception que l'ingénieur possède au moment de sa définition. Ce parfait s'accroche à un objectif donné défini par un nombre d'heures de vol, d'atterrissages ou potentiel de vie, ainsi que par un certain nombre de paramètres que précisent les spécifications techniques.

Cependant, malgré tout le soin apporté à la conception et à la réalisation du produit, il est nécessaire de vérifier puis de surveiller si un écart existe ou se forme entre l'objectif recherché et celui réellement atteint.

Dans un premier temps, des essais partiels et en vraie grandeur permettent d'effectuer cette vérification et ce, jusqu'à la fin de la phase dite de développement. Il restera ensuite à assurer une surveillance au cours de la phase dite d'exploitation.

Pour ce qui se rapporte à la surveillance de la structure, le constructeur sélectionne un certain nombre de SSI (Structurally Significant Item) qui se définissent comme des éléments déterminants pour signaler une dégradation éventuelle de la structure, et de SIA (Structurally Important Area) malgré qu'il n'existe aucune crainte réelle de défaillance a priori pour ces éléments et dans ces zones.

Prenons l'exemple d'un SSI, si pour une raison quelconque, un dommage s'initiait sur cet élément:

- où aurait-il le plus de chance de se manifester?
- quelles seraient ses dimensions détectables et catastrophiques?
- combien de cycles faudrait-il pour passer de l'une à l'autre de ces deux dimensions (Δn)?

La réponse à ces questions permettra de définir le procédé de surveillance pour ce SSI (en tenant compte bien évidemment des aspects, disponibilité des appareils, moyens matériels et humains mis en oeuvre et donc coûts) et la périodicité d'application de ce procédé (en général $\Delta n/3$).

Reste à définir la date à laquelle il faut procéder à la 1ère inspection. Malgré la définition, aux spécifications techniques, d'une période de garantie sans aucun dommage pendant la première phase de l'exploitation commerciale, aucune référence ne sera faite à cette période, et pour un certain nombre d'avions composant ce qui est appelé la «Leader Fleet», la date du premier contrôle sera basée sur le temps de propagation du dommage, divisé par un coefficient allant de 2 à 5.

Cette «Leader Fleet» fournira, au cours d'un certain nombre de milliers d'heures de vols cumulées, les informations complémentaires

à celles des essais de fatigue, et autres sources d'enregistrements qui permettront de vérifier si les objectifs des spécifications techniques sont bien atteints.

Ce n'est qu'à partir de cette confirmation des résultats recherchés que la date du premier contrôle sera fixée, pour tous les autres avions succédant à ceux de la «Leader Fleet», comme étant la période de garantie sans dommage divisée par un coefficient au moins égal à 2, l'intervalle d'inspection restant inchangé.

Durant toutes ces analyses, la notion de dimensions catastrophiques du dommage s'associe aux conséquences pour l'avion. Si cette dimension est catastrophique, et pour la pièce, et pour l'avion, cela peut conduire à une modification du dessin de la pièce ou à un programme particulier d'inspection plus pénalisant.

Les tâches programmées sont donc listées et nécessairement décrites dans les documentations de base. Elles s'appellent aussi «taches préventives».

3.1.1 SSI — Chapes d'attache

Par exemple, des chapes (fig. 10) ont été classées SSI et nous avons défini pour cette zone, une procédure ultrasons permettant les contrôles.

La vue en coupe de cette attache donne une idée de la complexité de l'opération de contrôle sans démontage.

Il a été résolu notamment pour les parties intérieures de ces attaches par l'intermédiaire d'un montage (fig. 11) qui permet de positionner correctement le palpeur, de vérifier le couplage palpeur pièce, et bien sûr de détecter une crique sur tout le pourtour de l'alésage (fig. 12).

3.1.2 Suivi en service de Lift Dumper en composite carbone

Cet exemple illustre une autre procédure utilisable dans le cas de matériaux nouveaux.

Un volet déporteur de l'airbus (fig. 13 et 14) en fibre carbone-résine a été conçu, réalisé, justifié puis fabriqué à quelques unités pour être avionné et ainsi permettre l'obtention d'une expérience en service.

Durant cette expérience en service, afin de noter tout écart entre la réalité et les prévisions, un programme très détaillé de contrôle, à la charge du constructeur, a été mis en place:

- contrôle sans démontage par ultrasons des liaisons nervures/peaux et de toutes les zones des peaux jugées douteuses à l'oeil (intervalle de quelques mois à 1 an),

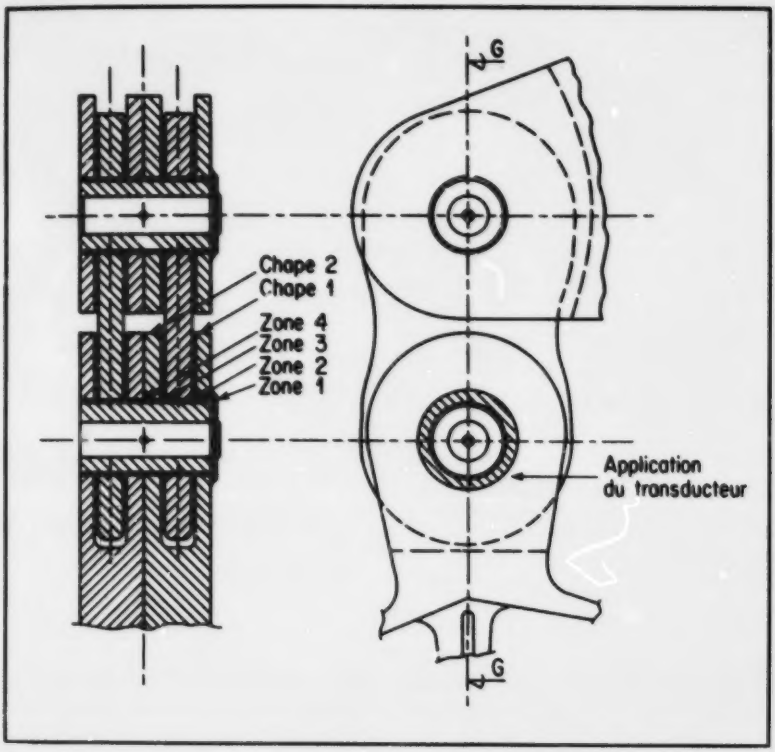


Figure 10
Chapes d'attaches.

- contrôle après démontage et retour chez le constructeur par pesée, ultrasons, rayons X et suivi de la signature holographique (intervalle de l'ordre de 1 an),
- essais statiques à rupture suivis d'une expertise pour certains d'entre eux (le but étant de couvrir la durée de vie).

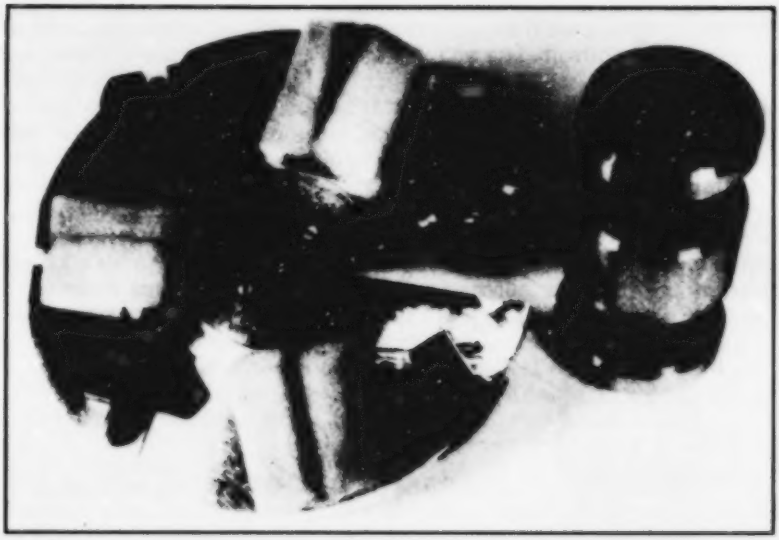


Figure 11
Montage qui permet de positionner le palpeur.

3.2 Actions déclenchées suite à incident

Ces tâches non programmées sont consécutives à des anomalies ou incidents survenus lors de tâches programmées. Elles s'appellent aussi tâches correctives. Elles ne sont pas nécessairement décrites dans la documentation technique de base mais introduites dans celles-ci au fur et à mesure des possibilités ou des nécessités. Pour les incidents en service, la méthodologie est en fait toujours la même.

Première découverte par la Compagnie

(1) Information et demande de consigne pour cet appareil, au constructeur.

(2) Démontage de la pièce pour expertise qui devra donner:

- le mode de fissuration,
- si possible la chronologie du développement de ce dommage,
- les causes de l'apparition de ce dommage,
- une procédure de CND avec le moins de démontage possible (détection et mesure du dommage).

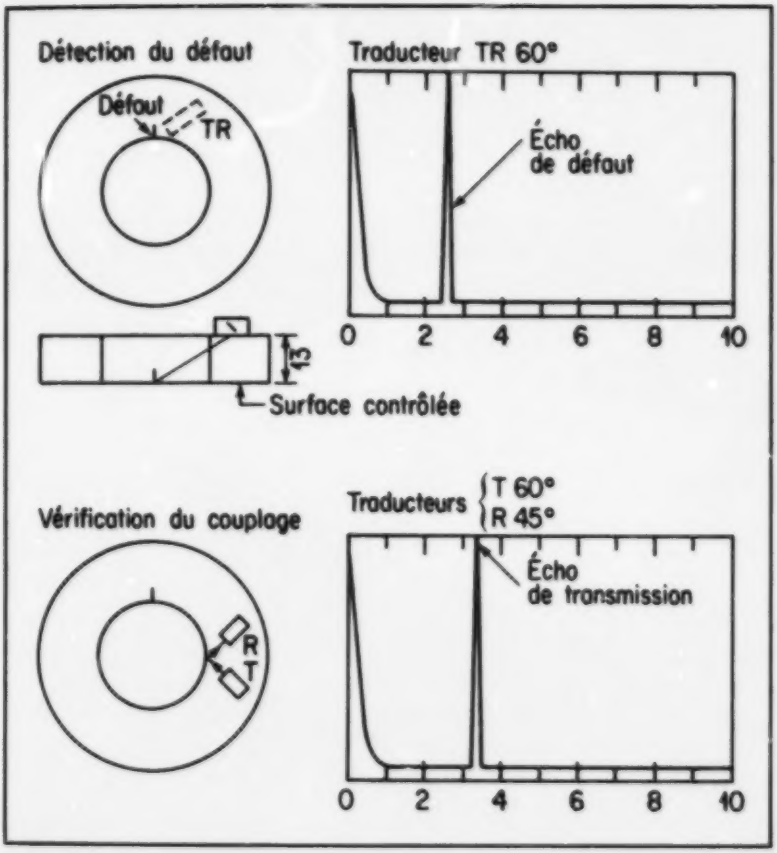


Figure 12
Position du palpeur, vérification du couplage de palpeur-pièce et détection d'une crique sur tout le pourtour de l'alésage.

Figure 13
Volet déporteur de l'airbus en fibre carbone résine.

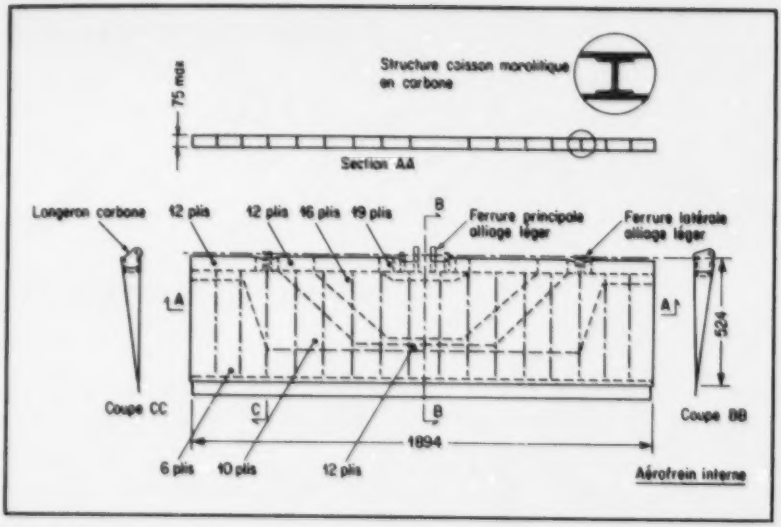


Figure 14
Volet déporteur de l'airbus en fibre carbone résine.

(3) Le CND d'une partie de la flotte pour estimer (ou confirmer) l'ampleur des dégâts.

Application des B.S. par les compagnies

(4) Mise en place d'un bulletin service donnant une procédure de CND, un délai maximum pour le premier contrôle, un intervalle entre deux contrôles successifs (éventuellement fonction de la taille du défaut repéré) et une taille maximale de défaut tolérable.

(5) Éventuellement, définition, justification et réalisation de nouvelles pièces ne risquant pas ce type d'endommagement.

Chapitre 9

La fractographie

J. Masounave, J.I. Dickson et J.-P. Baïlon

1 – Introduction

L'objectif ultime de tout ingénieur est évidemment d'éviter la rupture d'une pièce ou d'une structure en service. Cet aspect de la prévention des ruptures a été amplement traité dans les chapitres précédents. Malheureusement, il arrive qu'une pièce ou une structure se rompt en service. La détermination des causes de la rupture devient alors une tâche importante afin d'en tirer les leçons nécessaires pour l'avenir. Cette détermination des causes de rupture fait appel essentiellement, à la fractographie, qui constitue pour ainsi dire une autopsie des surfaces de rupture. Les résultats de cette analyse «post-mortem» sont essentiels à la compréhension du phénomène de rupture et, par conséquent, à sa prévention.

À partir de l'analyse fractographique, il nous faudra en déduire le mode ou les modes de rupture et les conditions dans lesquelles elle a lieu. Cette analyse minutieuse de la surface de rupture, qui nécessite un certain nombre de précautions et requiert des appareils d'observation plus ou moins compliqués, est généralement une étape majeure dans l'énoncé des causes de rupture de la pièce. Le propos de ce chapitre répond à deux objectifs: d'abord une description des outils utilisés par le fractographe et ensuite l'établissement des corrélations entre les différents aspects du faciès fractographique et les mécanismes de rupture, en prenant aussi en compte les caractéristiques du matériau et les conditions de chargement et d'environnement.

Le déroulement usuel d'une étude fractographique inclut généralement les étapes suivantes:

- Une analyse visuelle de la structure et de la pièce afin de déterminer les régions de la rupture qui apporteront le plus d'informations;
- Une observation au microscope optique à faible grossissement. Ces deux premières étapes devraient permettre de délimiter les régions où la rupture a été initiée et parfois le mode de rupture;
- Une analyse plus détaillée avec des instruments plus compliqués tels que le microscope électronique à balayage ou à transmission

devrait pouvoir confirmer le mode de rupture (ductile ou fragile, trans- ou intergranulaire, fissuration secondaire, fatigue, effet de l'environnement...)

• Une analyse métallographique apporte bien souvent des renseignements complémentaires fort intéressants: microstructure, phases, densité et nature des inclusions. Une analyse de la composition chimique du matériau permet de compléter le portrait global du matériau utilisé. Il est alors possible de le comparer avec le matériau requis spécifié par les concepteurs de la pièce.

Afin d'insérer l'étude fractographique dans l'analyse des causes de la rupture, l'histoire de la pièce (histoire en service, entreposage, fabrication, traitement thermique, environnements à chaque étape) ainsi que le fonctionnement de la pièce dans la structure (nature et niveau des efforts normaux et anormaux) doivent être connus le plus précisément possible.

2–Instruments

Dans les paragraphes qui suivent, nous décrirons des appareillages lourds et généralement coûteux qui sont fort utiles dans l'étude des causes des bris de pièces. Cependant nous ne saurions trop insister sur l'importance de l'examen visuel ou optique. Le microscope stéréographique à faible grossissement est bien souvent l'outil de base de la fractographie.

2.1 Analyse visuelle et microscopie optique

La première identification, et souvent la plus utile, doit être visuelle. Cette observation permet d'avoir une vue d'ensemble de la rupture et de resituer la surface brisée dans l'ensemble auquel elle appartenait. À ce stade de l'analyse de la rupture, le spécialiste se trouve dans la même situation que le médecin lors du premier interrogatoire du malade. Il doit glaner toutes les informations possibles. Il peut, outre se renseigner sur les conditions d'opérations de la pièce, demander des informations généralement faciles à obtenir. La métallographie est souvent utile pour préciser le type de matériau étudié et les défauts de la microstructure. La microdureté apporte souvent des informations pratiques. Ainsi, la figure 1 représente la vue générale de surface de rupture d'un boulon. Ce boulon est utilisé dans un système de

Figure 1
Vue générale de la surface de rupture d'un boulon d'automobile. L'amorce se trouve en bas.

suspension d'automobile. Un examen de la structure permet de préciser le mode de chargement: tension alternée. La microdureté, faite en section, nous indique que la surface a subi un traitement durcissant (microdureté de 500 HBN sur une épaisseur de 0,92 mm). L'examen visuel de la surface permet de situer le point d'initiation de la rupture (fig.1): c'est le point de convergence des lignes de rivières (cf. paragraphe 4.3). Si nous avions observé cette surface directement au microscope à balayage il nous aurait été difficile de trouver le point

d'amorçage de la fissure. Cette étape d'observation visuelle est très importante et ne doit pas être négligée. Ainsi, dans l'exemple cité, l'observation de la surface extérieure du boulon, près de la surface de rupture, au microscope stéréoscopique, a montré la présence de microfissures. Une coupe transversale a confirmé ce point.

Les microfissures ont été introduites lors du traitement thermique de durcissement de surface. Ce sont ces microfissures qui ont servi d'amorce à la propagation de fissures de fatigue.

Cette étape d'analyse visuelle et d'interrogatoire est une des plus importantes, souvent trop négligée. Elle permet d'obtenir une vue d'ensemble de la rupture, et d'avoir une idée de la nature des contraintes qui s'exercent sur la pièce. Cette première analyse est fortement aidée par l'emploi du microscope stéréoscopique qui permet de préciser très rapidement les observations visuelles. Il faut souvent de la patience et jouer avec l'éclairage pour mettre en évidence les détails significatifs. Le bon réglage est aussi très important lors de la photographie macroscopique de la surface de rupture.

2.2 Stéréofractographie

Excepté l'oeil, les instruments d'observation utilisés en fractographie (essentiellement les microscopes) ne fournissent qu'une image bidimensionnelle de la surface de rupture, dont le relief apparent n'est, en fait, dû qu'aux effets d'ombre de l'image projetée de la surface réelle de rupture.

La stéréoscopie est une technique qui permet de voir une image «en relief» de cette surface. Pour cela, il faut que chaque oeil voit, indépendamment de l'autre, une image de la surface. Ces deux images d'une même région sont prises sous des angles différents. L'écart angulaire entre les normales à ces deux images est généralement de $\pm$ 6 degrés par rapport à une verticale arbitraire. Une lunette stéréoscopique, dont le principe est présenté à la figure 2, permet alors d'observer ces deux images A et A', qui sont projetées de façon indépendante dans chaque oeil de l'observateur. Le cerveau, reconstituant ces deux images, «voit» alors une image virtuelle en relief.

En utilisant la mesure du parallaxe entre deux points d'une image, il est possible de mesurer la différence de hauteur entre les deux points [1].

La stéréofractographie demande un peu de patience mais s'avère très utile dans plusieurs cas. Rappelons simplement qu'il n'y a qu'un faible pourcentage de personnes incapables de voir en relief à partir de cette technique et qu'un minimum d'entraînement permet très vite d'obtenir des images «tridimensionnelles» de surfaces de rupture.

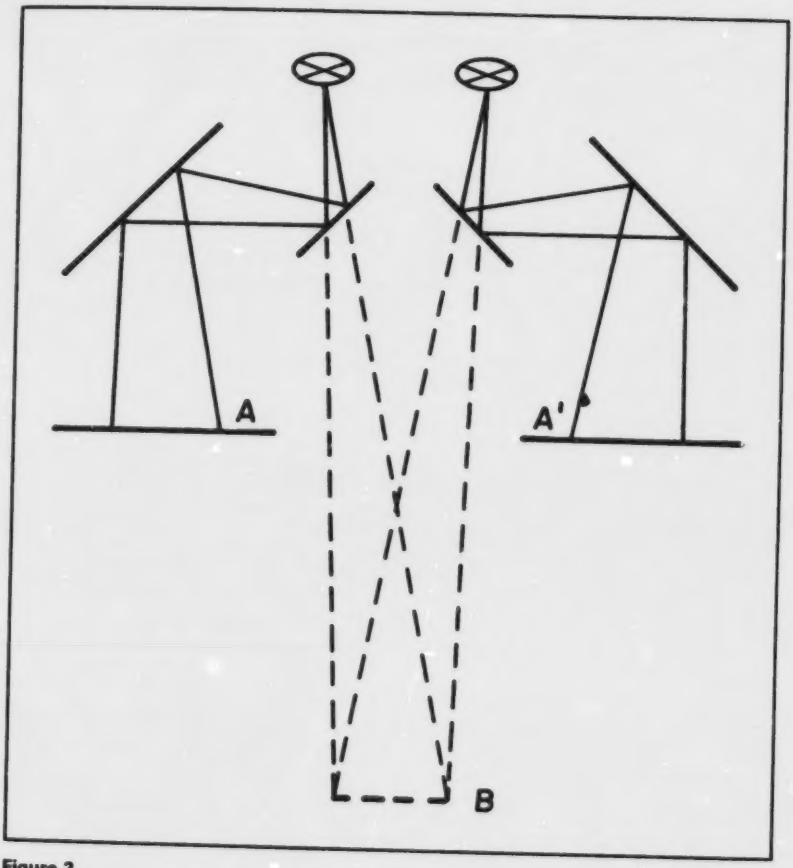


Figure 2
Schéma de principe d'un microscope stéréoscopique.

2.3 Microscopie électronique à balayage

Le microscope à balayage est un instrument fort utile au fractographe à cause de sa grande profondeur de champ, de sa bonne résolution (environ 60-70 Å) et des forts grossissements qu'il permet d'atteindre.

La surface est balayée par un faisceau d'électrons. La figure 3 donne le schéma de principe de l'appareil. Un système de lentilles supplé-

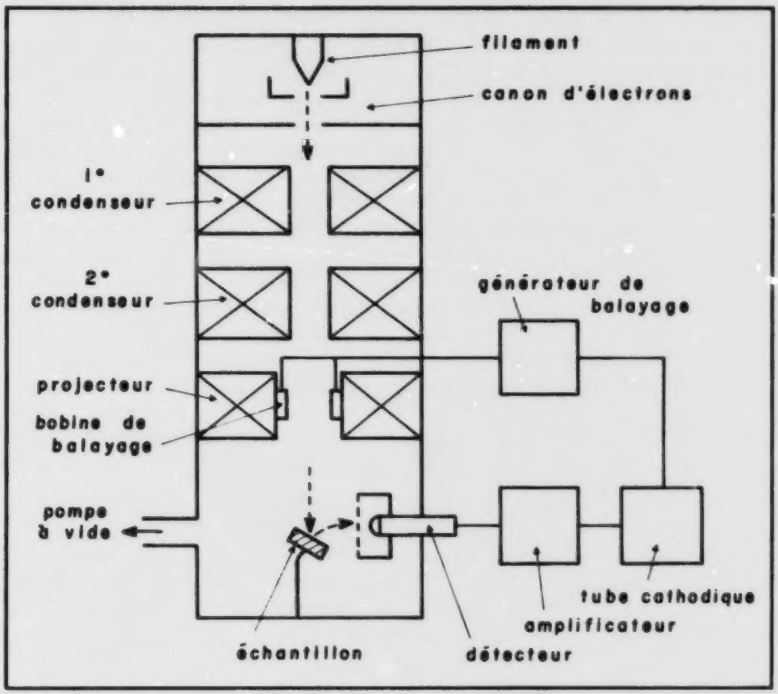


Figure 3
Schéma de principe d'un microscope électronique à balayage.

mentaires permet le balayage par ligne de la surface par le faisceau d'électrons. Un ou plusieurs détecteurs permettent de former l'image à partir des signaux suivants:

- Électrons rétrodiffusés: ces électrons sont réfléchis presque perpendiculairement par la surface. Ces électrons ont à peu près la même énergie que celle des électrons incidents.
- Électrons secondaires: ces électrons sont réémis par les atomes près de la surface après des chocs inélastiques des électrons primaires avec les atomes de la cible. L'énergie de ces électrons est très faible, généralement inférieure à 100eV.
- Rayons X émis par l'échantillon sous le bombardement des électrons primaires.

Le signal recueilli, qui est amplifié et filtré, module la brillance d'un écran cathodique dont le balayage est synchronisé à celui du faisceau d'électrons.

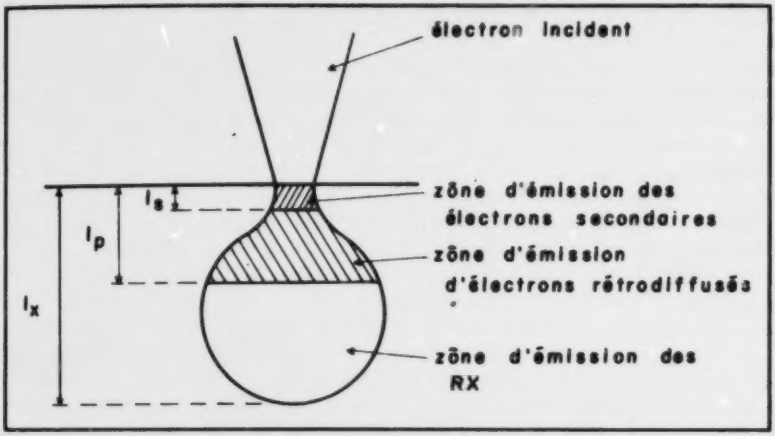


Figure 4
Différentes zones excitées sous l'effet d'un faisceau d'électrons.

L'image au MEB est formée avec les électrons primaires et secondaires. Ces deux types d'électrons ne proviennent pas de la même région et, par conséquent, ne donnent pas les mêmes informations (cf. fig. 4). Les électrons secondaires, de faible énergie, proviennent d'un volume de matière excitée proche de la surface, s'étendant typiquement 100 Å en profondeur. Pour le fractographe, il donnera avec une bonne résolution des informations de la topographie de la surface. Les électrons primaires, de beaucoup plus grande énergie, proviennent d'une plus grande profondeur (≈ 400 Å). Ils sont donc moins utiles pour le fractographe car l'information provenant de la surface est faible par rapport à celle provenant du volume. De plus la résolution de l'image est faible puisque le diamètre de la source émettrice d'électrons est grand.

On peut moduler l'intensité de la réception d'un type d'électrons en faisant varier la tension (de 250 à −30V) de la grille située devant le détecteur. Cette différence de potentiel attirera ou repoussera les électrons secondaires alors qu'elle n'aura qu'une faible influence sur les électrons primaires. Les électrons primaires, hautement énergétiques, voyagent en ligne droite tandis que les électrons secondaires peuvent être influencés par le potentiel de grille et ainsi décrire une trajectoire courbe. Ainsi, les électrons secondaires proviennent de tous les points de la surface, tandis que les primaires ne proviennent que des points «vus» directement par le détecteur. Les électrons secondaires sont donc fort utiles pour former une image des surfaces de rupture très tourmentées tandis que les primaires donnent un meilleur contraste de surface très plates.

2.4 Spectromètre de rayons X

De plus en plus utilisé, cet équipement permet de faire une analyse chimique des éléments situés près de la surface. Le volume de matière excitée qui émet les rayons X s'étend de 2 à 5 μm en profondeur selon le numéro atomique (fig. 4). Les informations véhiculées par les rayons X proviennent donc de tout le volume excité et non de la surface uniquement.

Il existe deux types de spectromètre à rayons X: dispersif ou non. Dans la première catégorie, les rayons X sont analysés en fonction de leur longueur d'onde, le faisceau de rayon X est recueilli par un cristal analyseur, suivi d'un scintillateur. Dans cette version, le spectromètre à rayons X est tout à fait analogue à une microsonde. La précision d'une analyse quantitative peut atteindre le ‰ de pourcent.

Le deuxième système, beaucoup moins coûteux et plus versatile, est le spectromètre à dispersion d'énergie. Le détecteur, généralement un monocristal de silicium, a une réponse proportionnelle à l'énergie des rayons X pour une très grande gamme de longueurs d'onde. Une électronique d'analyse donne un signal proportionnel à l'énergie des rayons X émis par la source. Le détecteur de silicium, placé sous vide et à basse température, est protégé par une fenêtre de beryllium. Cette fenêtre absorbe tous les rayons X émis par les éléments dont le numéro atomique est inférieur à 11 (sodium). La sensibilité usuelle de ce type d'équipement est de l'ordre de 1%, bien que des programmes plus onéreux d'analyse permettent de pousser cette sensibilité à 0,1% ou moins.

D'autres équipements d'analyse plus ou moins quantitative de la composition chimique sont disponibles.

Il y a d'abord la microsonde. C'est un instrument qui permet de donner la composition (sensibilité ≈ 0,1%) d'une surface de moins de 1 μm en diamètre. Si la géométrie de l'échantillon est connue, le résultat est quantifiable. Dans la majorité des cas, la rugosité de surface limite la précision.

Le spectromètre Auger est de plus en plus utilisé pour tous les problèmes où la composition des toutes premières couches atomiques de la surface a besoin d'être connue. Seul l'hydrogène ne peut être détecté. Le diamètre du faisceau d'électrons est de 1 à 50 μm (usuellement 10 μm). La réponse est semi-quantitative, le spectromètre Auger peut détecter de faibles concentrations en surface, de l'ordre de 10 ppm sur les appareils modernes. C'est un appareil qui travaille sous très bon vide ($\approx 10^{-10}$ torr), avec des échantillons bons conducteurs, ce qui en limite l'usage. Pour les études de rupture des métaux, c'est un instrument fort utile, notamment dans tous les problèmes de ségrégation. La plupart des spectromètres Auger sont équipés d'un canon à ions qui érode la surface et permet ainsi de tracer le profil de concentration d'un élément donné. Ce type d'analyse joue un grand rôle dans l'interprétation des causes de ruptures fragiles intergranulaires (cf. chap. 2).

2.5 Microscopie électronique à transmission

Le microscope électronique à transmission est un instrument parfois utilisé par le fractographe lorsqu'une grande résolution est demandée, généralement, 3 à 4 Å de résolution. La surface de rupture est observée par l'intermédiaire d'empreintes (les répliques) de la surface.

Le schéma de principe est semblable à celui d'un microscope optique. Les photons sont remplacés par les électrons. L'avantage principal de cette source de rayonnement porte surtout sur la résolution spatiale, qui est une fonction de la longueur d'onde. Pour les photons visibles, cette longueur d'onde est comprise entre 0.2 et 0.8 μm, tandis que pour des électrons de 100 KeV d'énergie, elle est de 0.037 Å. En pratique la résolution du microscope optique est de 0.1 à 0.2 μm, tandis que celle de son homologue électronique est de 3 à 5 Å.

Une autre différence, reliée évidemment à la source utilisée, réside dans les lentilles. Les lentilles optiques sont remplacées par des lentilles électromagnétiques. Ces lentilles doivent posséder les mêmes propriétés que les lentilles optiques (plan focal bien défini, aberrations de tous ordres fortement réduites,. . .)

L'inconvénient principal du microscope électronique à transmission (MET) tient aussi aux électrons. Il est obligatoire que l'appareil soit sous vide afin que les électrons ne perdent pas d'énergie lors de chocs avec les atomes de l'atmosphère résiduelle dans le microscope.

La figure 5 donne le schéma de principe de l'appareil. Il comprend un canon à électron, un système de lentilles condensatrices, une lentille objective et un système de lentilles de projection. Les sources d'électrons (le canon) sont soit des filaments de tungstène chauffés à haute température soit des sources de semi-conducteur LaB_6. Le système des lentilles condensatrices permet d'obtenir un faisceau d'électrons d'environ 2 μm sur l'échantillon. L'objectif et les lentilles projectrices permettent d'obtenir de forts grossissements (jusqu'à 250 000 sur l'écran).

Remarquons que la résolution est fonction de l'objet. Avec une bonne lame mince métallique, on peut espérer atteindre 4 Å. Avec une réplique directe au carbone on peut obtenir au mieux 40 Å et, avec une double réplique, 100 Å. Dans ces derniers cas, la résolution est limitée par le polymère utilisé et sa viscosité dans un solvant.

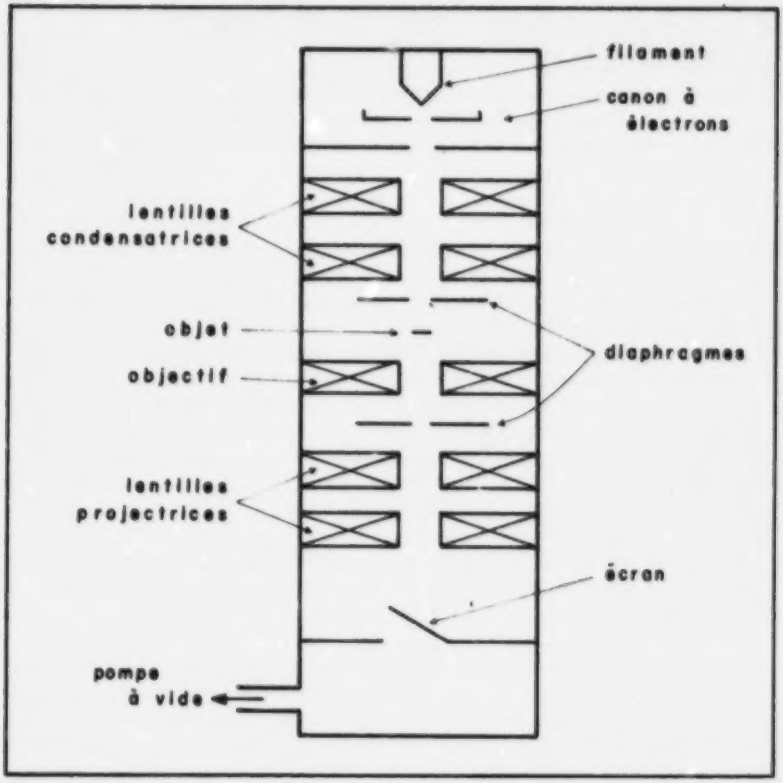


Figure 5
Schéma de principe d'un microscope électronique à transmission.

2.6 Microscope électronique à transmission et à balayage (METB, en anglais STEM)

Une version moderne du microscope à transmission consiste à le faire fonctionner en mode balayage soit en transmission soit en réflexion. Dans la colonne du microscope au niveau des condensateurs, des bobines électromagnétiques de déflexion du faisceau se trouvent ajoutées. Comme pour le MEB, la déflexion du faisceau est synchroni-

sée avec la détection pour reconstituer une image sur un écran cathodique. Les détecteurs d'électrons sont du même type que les détecteurs d'un MEB. En transmission, cet appareil a le gros avantage de permettre une meilleure focalisation du faisceau qu'un MET et donc d'analyser des échantillons plus épais. De plus, les problèmes de contamination sont diminués. En fractographie, ce mode de travail permet d'examiner des répliques plus épaisses, avec des couches de dépôt métallique plus épais.

En mode balayage à réflexion, cet instrument devient comparable au MEB classique, mais avec une résolution beaucoup plus élevée (20 à 30 Å). Cependant, la taille des objets pouvant être examinée est plus petite: typiquement de 3 mm × 5 mm et de 1 à 2 mm d'épaisseur.

2.7 Répliques

L'observation des surfaces de rupture au microscope électronique à transmission exige que la surface soit examinée par l'intermédiaire d'une empreinte, peu épaisse, transparente aux électrons. C'est la technique dite des répliques. Les différents types de préparation des répliques peuvent être divisés en deux classes:

2.7.1 Les répliques directes

Le schéma du principe est donné à la figure 6. On évapore sous vide sur la surface de rupture une couche de carbone ou de monoxyde de silicium. À cause des irrégularités de la surface de rupture, l'épaisseur de la couche déposée varie. La réplique est détachée de la surface soit par dissolution chimique ou électrochimique du métal sous-jacent.

Une variante plus délicate de cette technique [2] s'applique principalement aux alliages d'aluminium et de titane et aux aciers inoxydables austénitiques. La surface de l'échantillon est oxydée anodiquement. La couche d'oxyde formée est séparée de la surface en utilisant le chlorure mercurique.

On peut augmenter le contraste de la réplique en évaporant, avec un certain angle, un métal inerte chimiquement et possédant un grand facteur d'absorption des électrons (numéro atomique élevé: palladium, chrome, platine, germanium, alliage or-palladium, or, etc.). L'angle d'évaporation dépend de la variation de hauteur de la surface de rupture. Généralement, on utilise 45°. Si la surface est relativement plate (surface de fatigue striée par exemple) on peut augmenter l'angle pour améliorer le contraste. Si la surface est très tourmentée, on utilise un angle de 15 à 30°.

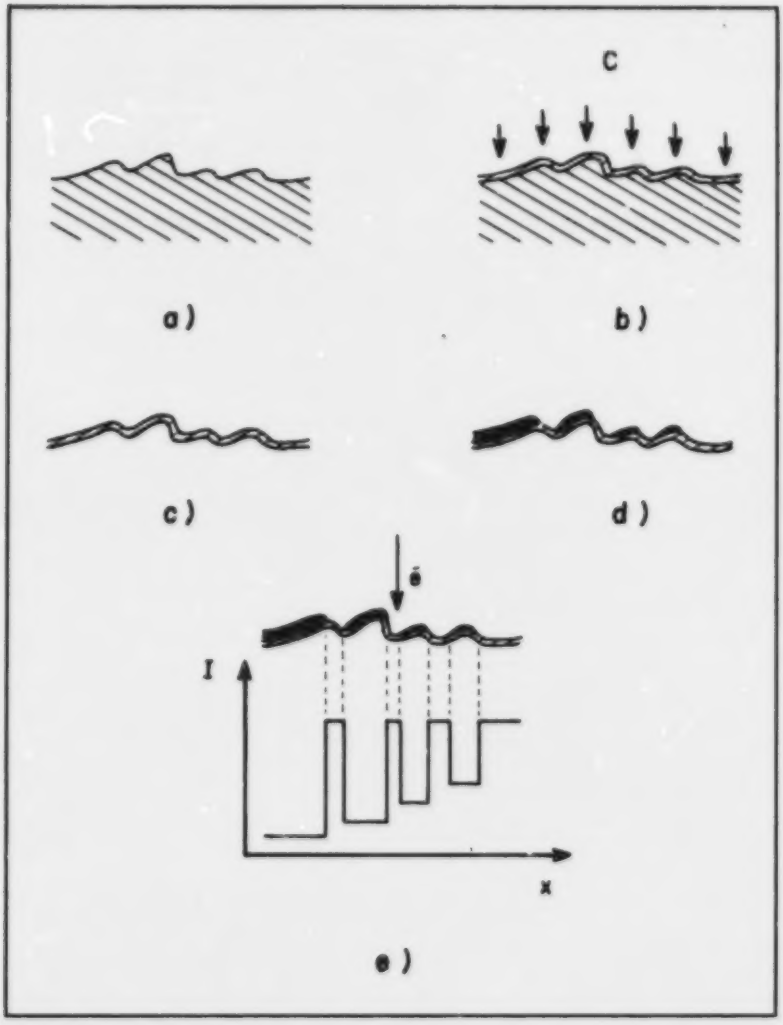


Figure 6
Principe de fabrication d'une réplique.

2.7.2 Les doubles répliques

La première étape est identique à la première méthode: fabrication d'une réplique épaisse de la surface. Plusieurs solutions sont possibles:

- Une feuille d'acétate de cellulose est ramollie dans de l'acétone, puis déposée sur la surface de rupture et y est laissée parfois jusqu'à 2 heures, jusqu'à ce que le solvant soit évaporé. La réplique est ensuite détachée délicatement. On y dépose ensuite carbone et ombrage comme décrit précédemment. Le polymère est alors dissous par les solvants classiques tels que l'acétone et l'acétate de méthyle.

- On peut aussi étendre sur la surface une solution liquide de plastique dans l'acétate de méthyle ou l'acétate d'éthyle. On peut aussi éventuellement ajouter sur la couche liquide une feuille de plastique, afin de favoriser l'arrachement de la réplique.

- Une autre méthode consiste à chauffer vers 165°C l'échantillon et un plastique massif posé sur la surface (généralement du polystyrène). Cette méthode donne une excellente résolution (40 Å ou moins).

Les méthodes de réplique en deux temps sont non destructives, mais possèdent une résolution plus faible (100 à 140 Å) que les méthodes de réplique directe.

Un des inconvénients de la méthode des répliques est la possibilité de présence d'artéfacts qui sont créés au cours de la préparation des répliques, donc ne sont pas caractéristiques de la surface de rupture et peuvent par conséquent induire en erreur. Beachem [3] donne plusieurs exemples de tels artéfacts.

Le tableau I résume les principales caractéristiques des outils du fractographe.

Appareil	Résolution	Profondeur de champ	Grossissement maximum	Taille objet	Information obtenue	Prix en milliers de dollars
Oeil	,1 mm	20 cm – ∞	1	∞	topographie	75*
Microscopie optique	,2 μ	,1 μ	2000	grande	topographie	2-40
Microscope stéréo	,4 μ	,5 μ	200	grande	topographie	2-10
MEB	70 Å	dépend de G	50 K	2,5 cm	topographie	30-150
MET	3 Å	dépend de G	300 K	3 mm × 6 mm	topographie.	150
STEM	30 Å	dépend de G	250 K	3 mm × 6 mm	topographie.	200
RX	1-5μ	—	—	—	composition;	30-80
AUGER	1 μ	—	—	1 cm × 1 cm	composition de surface profondeur: 5-20 Å	900-800

Tableau 1
Caractéristiques principales des techniques fractographiques usuelles.
* Selon les compagnies d'assurance

3 – Faciès macroscopiques

Avant d'utiliser des moyens techniques sophistiqués et dispendieux, il est nécessaire, comme nous venons de le voir, de faire un examen macroscopique visuel, à la loupe ou au microscope optique stéréoscopique. Cet examen peut apporter beaucoup de renseignements tel qu'identification du site d'amorçage, type de rupture et mode de chargement. De plus, cet examen permet de planifier la suite de l'étude.

3.1 Détermination du site d'initiation

La détermination du site d'amorçage de la rupture est une des premières étapes que devrait réaliser le fractographe. Ce site permettra, plus tard, de préciser les conditions de l'initiation de la fissure. Pour ce faire le fractographe est aidé par deux types de marques, souvent visibles avec des moyens simples (oeil, microscope stéréographique . . .): les lignes d'arrêt de la fissure et les rivières macroscopiques.

Les premières sont parallèles au front de fissuration alors que les secondes y sont perpendiculaires.

Les «lignes d'arrêt» de la fissure apparaissent lorsque la fissure s'est réellement arrêtée ou lorsque les conditions de la propagation ont changé (changement de vitesse, de mode de propagation, d'agressibité de l'environnement). Ces lignes sont souvent présentes sur les surfaces de ruptures de fatigue.

Les lignes de rivières macroscopiques sont parallèles à la direction de propagation et donc perpendiculaires au front de la fissure. Le point de convergence de ces rivières indiquent généralement le site d'amorçage de la fissure. Ces rivières macroscopiques sont généralement observées lorsque la fissure se propage de façon instable, donc elles se forment surtout quand la propagation se fait en partie par clivage mais elles existent aussi parfois dans le cas de rupture intergranulaire, de rupture par déchirement ductile ou par fatigue.

Deux cas particuliers de ces lignes sont les chevrons [4, 5] et les lignes radiales. La forme classique de chevrons se retrouve sur des échantillons de sections rectangulaires. Il existe un rapport optimal largeur-longueur pour lequel les chevrons peuvent se former . La forme courbée des chevrons s'explique par les conditions de déformations planes qui prédominent au centre de l'échantillon et de contraintes planes près de la surface. Tipper a proposé un mécanisme de propagation qui est résumé à la figure 7. Les chevrons sont formés par des régions de propagation instable, jointes entre elles par des zones de cisaillement ductile. La rupture instable est initiée au centre de l'échantillon, et se propage vers les surfaces libres. Les chevrons restent perpendiculaires au front de fissure, la pointe des chevrons est orientée vers l'origine de la propagation. Lorsque le site d'initiation est au centre de la section, il y aura des chevrons qui partiront de ce site dans les deux sens. Les lignes radiales qui apparaissent dans des sections circulaires peuvent s'expliquer par le même phénomène. La rupture a été initiée au centre de l'échantillon et s'est propagée vers l'extérieur.

Lorsque le site d'amorçage est difficile à identifier par les rivières macroscopiques ou par des lignes d'arrêt, un examen des lèvres de cisaillement aux bords de la surface de rupture peut être utile. Dans le voisinage immédiat du site d'amorçage d'une fissure, les lèvres de cisaillement sont généralement absentes, l'amorçage se faisant souvent dans des conditions de déformations planes.

Mentionnons deux autres principes de fractographie qui sont utiles pour localiser le point d'initiation d'une rupture. Premièrement, si une fissure s'est ramifiée, même au point de vue microscopique, la convergence des ramifications indique la direction de l'origine de la fissure. Deuxièmement, lorsqu'il y a rupture de la pièce en nombreuses parties (par exemple, éclatement d'un réservoir) l'analyse des directions de propagation sur les surfaces de chacune de ces parties permet de

reconstituer l'ordre d'apparition des fissures et de localiser le point d'amorçage. Cette reconstitution peut se faire aisément en remarquant, par exemple que lorsque deux surfaces de rupture se coupent en T, il est évident qu'une des ruptures (la barre du T) s'est produite avant l'autre (la jambe du T).

Dans beaucoup d'analyses de rupture, la détection de fissures secondaires de taille non critique, et qui donc ne se sont pas propagées jusqu'à la rupture, peut donner des informations complémentaires très utiles concernant la nature des sites d'amorçage, le niveau relatif des contraintes, la sévérité du problème.

3.2 Faciès macroscopiques généraux

D'un point de vue macroscopique, le faciès de rupture peut être classé schématiquement en rupture fragile, ductile ou par fatigue, ou une combinaison de ces modes.

3.2.1 Rupture fragile

Une rupture fragile, au niveau macroscopique, ne montre pas de déformation plastique importante. La rupture fragile produit une surface granulaire avec des facettes qui réfléchissent bien la lumière (fig. 8). Lorsque la taille de grains est suffisamment grande, il est possible de discerner si la fissure a eu lieu par clivage transgranulaire ou par décohésion le long des joints de grains. Les lignes de rivières sont

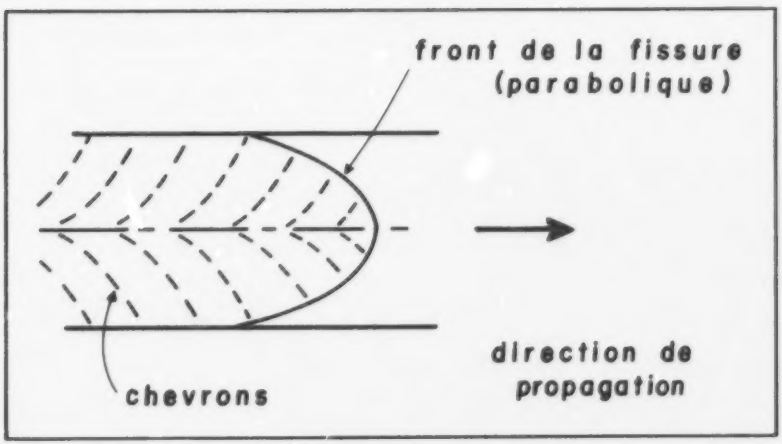


Figure 7
Formation de chevrons lors de la propagation d'un front courbé de fissure.

souvent présentes, mais elles peuvent être peu évidentes si la fissuration a eu lieu de façon très fragile. Il est possible, dans certains cas, que la rupture se produise fragilement, après une déformation plastique importante.

3.2.2 Rupture ductile

Du point de vue de l'observation macroscopique, une fissure ductile sera caractérisée par une grande déformation plastique (fibreuse,

Figure 8
Aspect général de la surface de rupture par fatigue d'un axe de moteur. En haut, nombreuses amorces de fatigue sont présentes. Les rivières sur la surface en fatigue convergent vers la zone de rupture finale, qui s'est produite par clivage et qui réfléchit bien la lumière. Le chargement variant peu en service; les lignes d'arrêt de la fissure de fatigue sont absentes.

grande lèvre de cisaillement). C'est généralement une surface de rupture non plate ayant des surfaces qui ne se correspondent pas parfaitement. Contrairement à la rupture fragile, la surface d'une rupture ductile est mate, peu brillante. La rupture est d'autant plus ductile que la déformation est importante.

3.2.3 Rupture par fatigue

L'aspect macroscopique d'une surface de fatigue est souvent celui d'une surface plate, mattée par le frottement des surfaces lorsque la fissure se propage sous l'effet de cissions ou lorsque le rapport $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ est voisin de ou inférieur à zéro et donne lieu à une fermeture importante de la fissure. La surface de fatigue réfléchit peu la lumière, à moins que les surfaces aient été fortement matées par frottement.

À l'oeil nu ou à faible grossissement, il y existe souvent des lignes indiquant certaines positions du front de fissuration lors de la propagation (fig. 9). Ces lignes correspondent surtout à des arrêts ou des changements de vitesse de propagation causés par des surcharges ou souscharges. De telles lignes sont normalement absentes lorsque l'amplitude de contrainte varie peu lors de la fissuration (fig. 8). De telles marques peuvent aussi avoir leur origine dans des changements de l'environnement. Ainsi une élévation de température, pendant un temps relativement court, peut entraîner la formation d'oxydes sur la surface qui marqueront la position du front de la fissure au moment de cette oxydation. Une variation temporaire de l'agressivité de l'environnement peut amener le même résultat. Ces marques du front de fissuration sont évidemment perpendiculaires à la direction de fissuration. Ces marques macroscopiques du front de fissuration, généralement visibles à l'oeil nu, ne peuvent être confondus avec les stries de fatigue qui définissent la position du front à chaque cycle. La distance typique entre stries est de 10^{-5} à 10^{-3} mm.

Après qu'une certaine partie de leur section ait été fissurée par fatigue, la plupart des pièces se rompent brutalement (en ¼ de cycle) de façon ductile ou de façon fragile sur surcharge, laissant une différence d'aspect très nette entre les surfaces de rupture produites par les deux modes différents. Parfois la rupture brutale par surcharge s'amorce de façon ductile et se transforme en une rupture fragile par clivage.

Des informations importantes sur la nature des efforts et sur le niveau relatif des contraintes peuvent être déduites de l'aspect macroscopique du faciès général. Dès 1950, Lipson [6] et plus tard Jacoby [7], ont proposé des schémas d'interprétation des fractographies de fatigue. Ces études ont été reprises par l'ASM [8]. Les figures 10 et 11 donnent un résumé de ces travaux. Sur chaque dessin, la zone hachurée représente la rupture finale brutale. Les flèches indiquent le sens

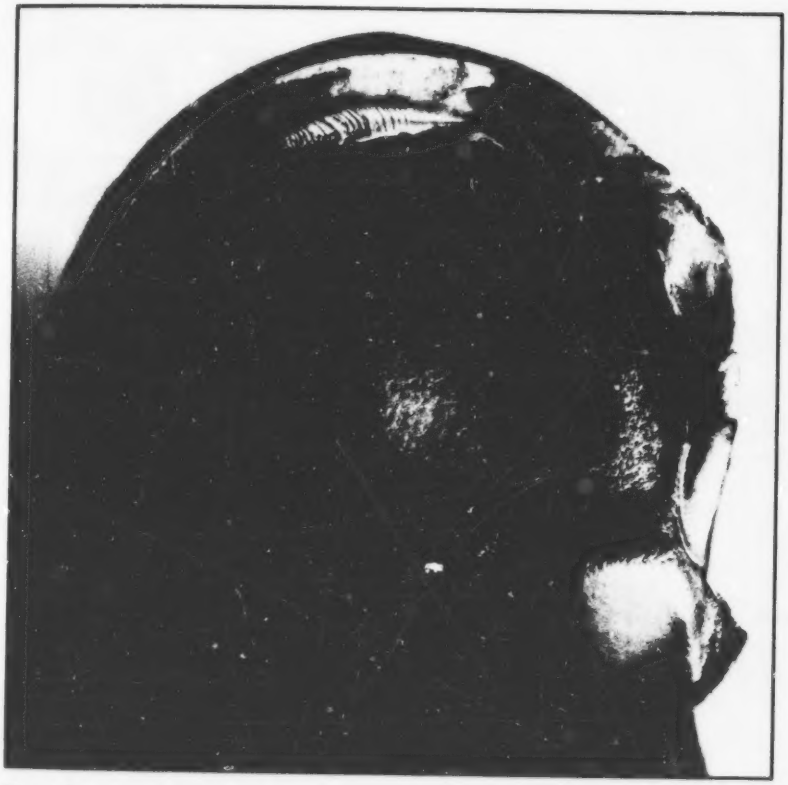


Figure 9
Aspect général de la surface de rupture par fatigue d'un vilebrequin. De nombreux sites d'amorçage, des lignes macroscopiques d'arrêt et une très petite zone de rupture finale sont visibles.

de propagation de la fissure et les lignes représentent les lignes d'arrêt de la fissure. La grandeur de la zone de rupture finale dépend beaucoup de l'amplitude de la contrainte moyenne cyclique appliquée. Plus la contrainte moyenne est faible, plus la zone de rupture brutale est petite.

Le site d'initiation est un endroit où la contrainte est plus élevée. Les facteurs de concentration de contraintes sont d'ordre soit métallurgique, soit géométrique: inclusions, rayure d'usinage ou congé de raccordement, entaille aiguë, tapures de trempe, etc. Lorsque plusieurs sites d'initiation sont possibles (par exemple s'il existe plusieurs rayures d'usinage), le nombre de sites d'initiation augmente avec

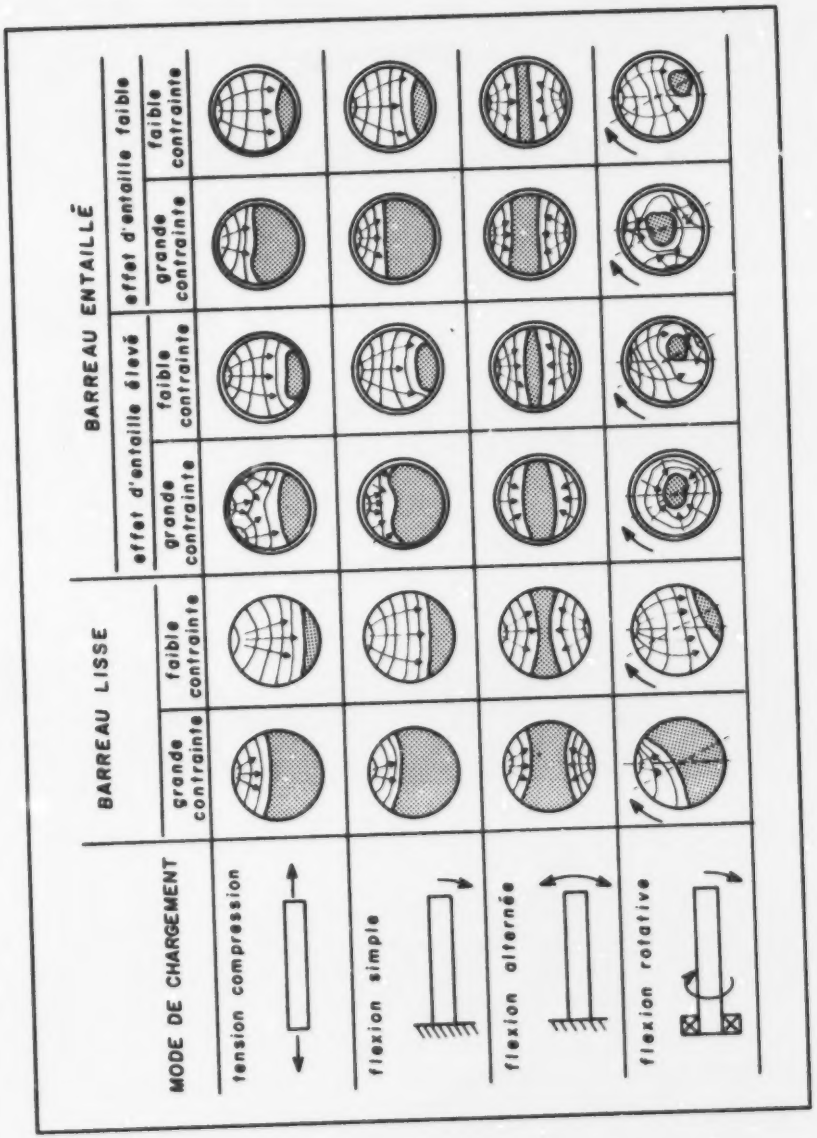


Figure 10
Faciès de rupture macroscopique d'une fissure de fatigue dans un barreau rond.

Figure 11
Faciès de rupture macroscopique d'une fissure de fatigue dans un barreau rectangulaire.

l'intensité de la contrainte. La fissure peut provenir de plusieurs points. Les microfissures issues de ces points peuvent ensuite se confondre en une seule fissure jusqu'à la rupture finale (fig. 8 et 9). Il est souvent possible de déterminer les sites d'initiation par les marches que laisse la propagation de fissures lorsqu'elles ont été formées sur des plans parallèles. Ces marches disparaissent dès que les fissures se sont rencontrées et fondues en une seule.

Parfois, le front de fissuration peut avoir une forme en W, ce qui s'explique (fig. 11) par les différences de vitesses de propagation le long du front. Vers le centre de l'éprouvette, le système de contrainte tend à être triaxial. Sur les bords, l'effet de l'entaille tend aussi à augmenter la triaxialité et aussi à augmenter localement la vitesse de propagation.

Lorsque le système de forces comprend un couple de torsion, la rupture finale est cisaillée selon une direction opposée à celle de la direction de rotation. Comme pour les autres modes de rupture, la grandeur de cette zone de rupture finale croît quand la contrainte appliquée croît.

Ces schémas de propagation d'une fissure de fatigue sont fort utiles et la comparaison de la surface de rupture étudiée avec ces schémas devrait être la première étape d'examen fractographique.

3.2.4 Rupture par corrosion sous tension ou par fragilisation par l'hydrogène

La fissuration par corrosion sous tension ou fragilisation par hydrogène est souvent plus difficile à identifier par un examen macroscopique que les autres types de rupture déjà mentionnés.

La présence d'un dépôt sur les lèvres de la fissure peut permettre de soupçonner la corrosion sous tension. La surface de rupture est mate, très souvent couverte de produits de corrosion. L'analyse des produits de corrosion sur la surface est souvent utile avant le nettoyage de la surface pour l'examen fractographique.

Un des traits caractéristiques de certaines ruptures par corrosion sous tension est peut-être la présence de fissures et de microfissures secondaires. L'explication donnée à la ramification de ces fissures est simple [9]. Dans le stade II, la vitesse de propagation est indépendante du facteur d'intensité de contrainte et donc plusieurs fissures peuvent se propager à la même vitesse simultanément. Si la vitesse n'était pas constante, seule la fissure la plus longue serait favorisée dans son mouvement. Ces fissures secondaires sont généralement visibles sur la surface de rupture. Ces fissures secondaires permettent parfois la formation de ligaments de métal arraché, s'élevant de la surface de rupture. Ces défauts peuvent aider à identifier la corrosion sous tension.

Le faciès de rupture macroscopique des métaux fragilisés par l'hydrogène ressemble souvent à ceux d'autres types de rupture: rupture fragile, rupture ductile ou rupture par corrosion sous tension. Les différences sont souvent qualitatives et difficiles à apprécier.

Un type de faciès caractéristique relié à la présence d'hydrogène est celui des flocons qui sont des faciès brillants, propres et ronds qui servent d'amorces d'autres types de rupture. Ces faciès sont normalement associés avec l'hydrogène piégé dans le métal lors de la solidification et qui est rejeté de la solution lors du refroidissement, créant ainsi des fissures internes.

Dans le cas de rupture par corrosion sous tension et de fragilisation par hydrogène, une coupe transversale perpendiculaire au plan macroscopique de la fissuration peut permettre de mettre en évidence les fissures secondaires et un examen métallographique de cette coupe permet alors de constater si la fissure est intergranulaire ou transgranulaire.

4–Aspects microscopiques des surfaces de rupture

Après l'étude macroscopique, une étude microscopique des régions différentes et surtout des régions les plus intéressantes de la surface de rupture s'impose. Regardons maintenant les principaux faciès microscopiques observées en fractographie.

4.1 Clivage

La rupture par clivage a lieu par décohésion du matériau le long des plans cristallographiques ayant de faibles indices, sous l'effet d'une tension normale à ces plans. Les conditions régissant le clivage sont liées à la structure cristallographique et à la valeur relative des contraintes de clivage et de celles entraînant une déformation plastique. De façon générale, le clivage est favorisé par tous les facteurs qui diminuent la ductilité, tels qu'un abaissement de température, un piégeage des dislocations par un vieillissement ou une forte triaxialité des contraintes. Une taille de grain élevée est aussi favorable à l'apparition du clivage. Ainsi les ruptures par clivage transgranulaire ont lieu dans les métaux à structure cubique centrée ou hexagonale compacte, mais ne se produisent pas dans les métaux à structure cubique à faces centrées à l'exception de l'iridium (voir chap. 2). Le faciès des ruptures par clivage est très caractéristique. Notons cependant que des rup-

tures par corrosion sous tension ou fragilisation par hydrogène ainsi que des ruptures aux très faibles vitesses de fissuration en fatigue peuvent conduire à des faciès très cristallographiques, assez ou même très semblables à ceux produites lors du clivage classique. Idéalement, les surfaces de clivage devraient être plates et lisses puisque la rupture suit un plan cristallographique. Cependant les matériaux contiennent des défauts (joints de grains, sous-joints, macles, dislocations, particules de deuxième phase) qui obligent souvent le plan de rupture à changer de direction ou à la fissure de se propager sur plusieurs plans parallèles. Quand plusieurs fissures se propagent sur des plans parallèles, des ruptures se produisent entre ces plans de clivage. Des marches, communément appelées des rivières, se forment ainsi sur les surfaces de rupture. Ces marches ont tendance à coalescer et à devenir plus hautes lors de la propagation, donnant ainsi lieu à la formation de rivières macroscopiques (cf. fig. 12, chap. 2). Plusieurs interprétations ont été avancées pour expliquer la formation des rivières (voir chap. 2). Un réseau de rivières se forment très souvent au passage des joints de grains ou des sous-joints à cause de la désorientation entre les plans de clivage situés de part et d'autre de ces joints ou sous-joints. Dans le schéma de la figure 12, les rivières ont été créées au passage d'un sous-joint de flexion, tandis que sur la figure 13, il s'agit du passage d'un sous-joint de torsion. Lorsque la désorientation est importante, la fissure doit se réinitier. Il peut y avoir alors moins de rivières, mais elles sont plus marquées. Chaque rivière semble provenir d'un point de réamorçage. On peut parfois remarquer, avec un microscope à bonne résolution, de fines lignes de clivage («feather marks») qui indiquent, comme les lignes de rivières, la direction de propagation.

Une caractéristique de certains faciès de clivage, surtout ceux produits dans le fer [3, 10, 11], l'acier ferritique [12], le fer au silicium [13] et les aciers inoxydables ferritiques [14], est la présence de languettes, (fig. 14 et voir aussi chap. 2, fig. 6) qui correspondent à des protubérances ou intrusions sur la surface de rupture fragile. Ces languettes sont généralement associées à la présence de macles dans la microstructure. Les très hautes vitesses de propagation des fissures fragiles favorisent une accommodation des déformations locales par maclage plutôt que par glissement. Beachem [3, 10, 11] a observé que dans le fer-alpha, les languettes se formaient lorsqu'une fissure se propageant sur un plan de clivage {100} rencontrait une interface matrice-macle. Il y avait alors décohésion le long de cet interface correspondant à un plan {112} et production de deux petites fissures qui finissent par se rejoindre pour rattraper le plan principal de rupture.

Kocanda [15] relie les différentes formes de languettes observées (languettes triangulaires ou perpendiculaires les unes aux autres) aux orientations relatives entre les plans de clivage et les plans de maclage. Tous les phénomènes qui favorisent les macles de déformation

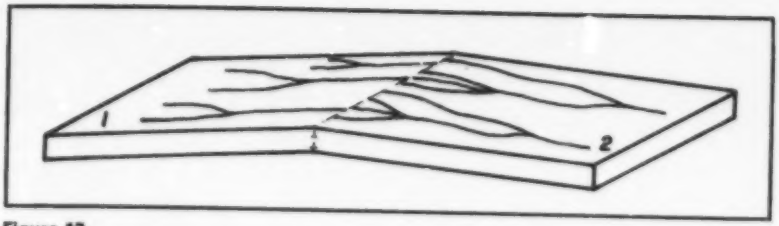


Figure 12
Création de rivières à un sous-joint de flexion.

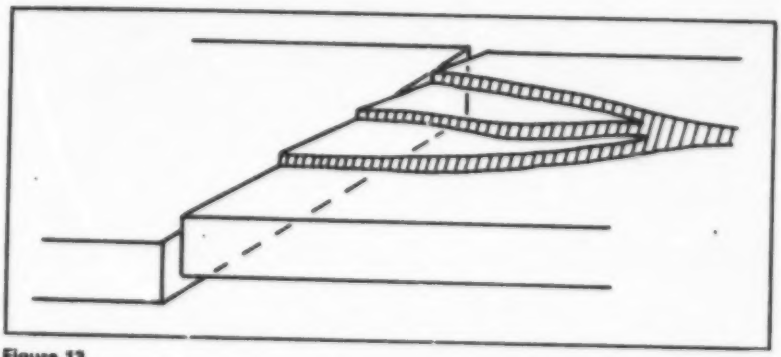


Figure 13
Création de rivières à un sous-joint de torsion.

(par exemple, une diminution de la température, une diminution de la teneur de solutés interstitiels) augmenteront le nombre de languettes.

Le faciès du type «arête de hareng» est parfois observé [3, 14] lors du clivage de certains métaux c.c. Ce faciès est lié [16, 17] à un clivage préférentiel sur un plan {100} selon une direction <001> correspondant à la «colonne vertébrale» et deux directions <110> correspondant aux arêtes. Dans l'acier doux (fig. 14 et 15), la «colonne vertébrale» n'est généralement pas très nette. Le maclage joue aussi un rôle dans la formation de ce type de faciès [3], ce qui est indiqué par la présence de languettes sur ces deux fractographies.

Dans certains métaux très fragiles, il est possible de trouver des lignes de Wallner [18] sur les surfaces de clivage [16]. Ces lignes, plus typiques de surfaces de rupture dans les verres et les céramiques, constituent une famille de courbes très distinctes, créant des ondulations sur la surface. Les lignes de Wallner sont créées par l'interaction entre le front de fissure en mouvement et les ondes élastiques emises à un endroit où le front de fissure rencontre un défaut tel qu'une

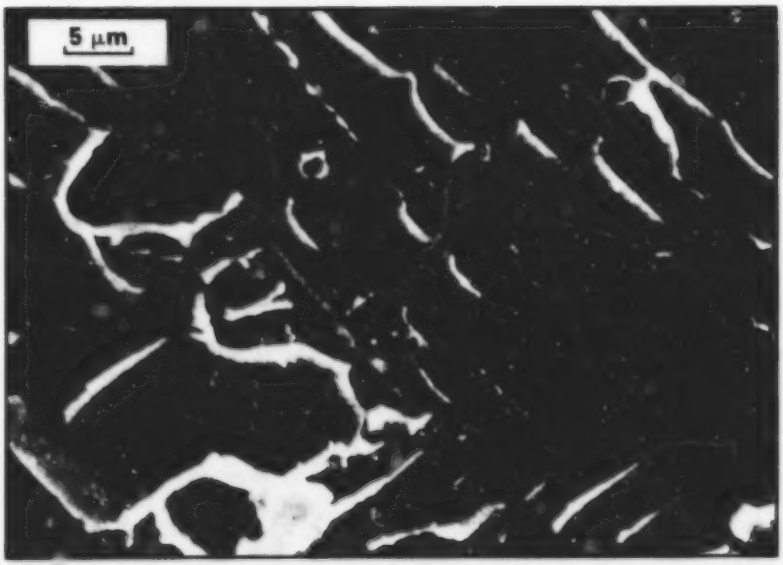


Figure 14
Faciès de clivage du fer rompu à 77 K. Notez les languettes et deux séries de rivières microscopiques, mutuellement perpendiculaires et correspondant à des directions <110> de propagation. Ce faciès correspond à un faciès en «arête d'harang» sans «colonne vertébrale».

inclusion. Pour que cette interaction se produise, il faut une vitesse de propagation suffisamment grande, et les lignes de Wallner peuvent en principe servir pour mesurer la vitesse de fissuration [19, 20].

4.2 Quasi-clivage

Si le mécanisme de formation du clivage est aujourd'hui bien compris, il n'en est pas de même pour le faciès intermédiaire de «quasi-clivage», surtout du fait que ce terme ou celui de «pseudo-clivage» est souvent employé pour décrire des faciès de rupture plutôt différents mais ayant certaines caractéristiques du clivage, incluant des faciès produits près du seuil de fissuration en fatigue ou obtenus en corrosion sous tension.

Le faciès de quasi-clivage «classique» est un faciès de rupture (fig. 16) rencontré dans les aciers martensitiques ou bainitiques. Il présente de fortes caractéristiques de clivage avec quelques apparences de déformation plastique. Une facette clivée est bien plane, bien définie avec généralement l'origine de la fissuration sur un bord de la facette.

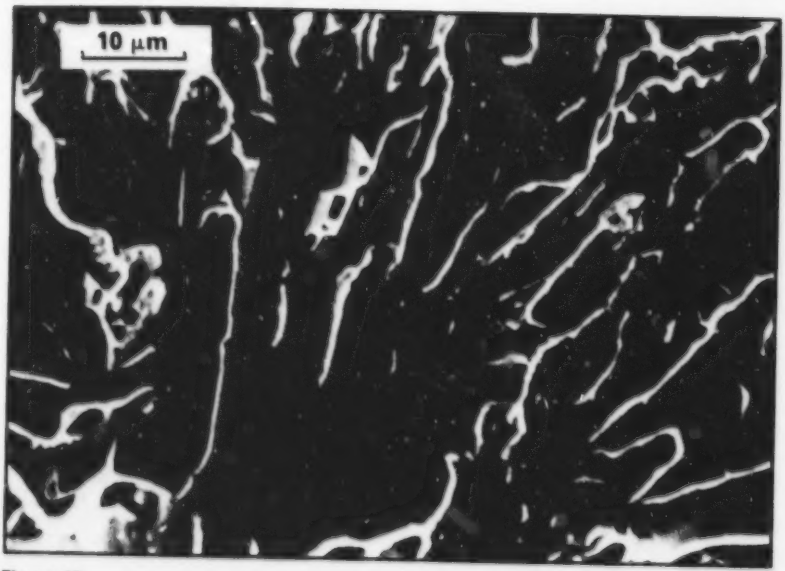


Figure 15
Faciès en «arête d'hareng» observé sur une facette de clivage dans une éprouvette Charpy-V d'acier doux (0,22% de carbone), rompu à – 30°C.

Une facette quasi-clivée est moins plane avec généralement plusieurs origines de fissuration au centre de la facette. Dans ce quasi-clivage il y a coalescence de plusieurs microfissures dans un «grain» avec rupture ductile des parois entre ces microfissures pour former des lèvres de cisaillement [21]. Ce type de quasi-clivage indique une initiation répétée du clivage en avant du front macroscopique de fissuration. Sur la facette, les rivières sont souvent courtes, assez couramment contournées et irrégulières. Parfois on retrouve des cupules peu distinctes et mal formées.

4.3 Aspects microscopiques de la rupture ductile

Dans un métal ductile, sauf dans les métaux ou alliages à solution solide très purs, il y a présence de particules de deuxième phase: des précipités tels que des carbures dans les aciers ou des inclusions tels que des silicates, des sulfures et des oxydes. Généralement, la ductilité de ces particules est faible comparée à celle de la matrice. Les différences des déformations entre la matrice ductile et les particules

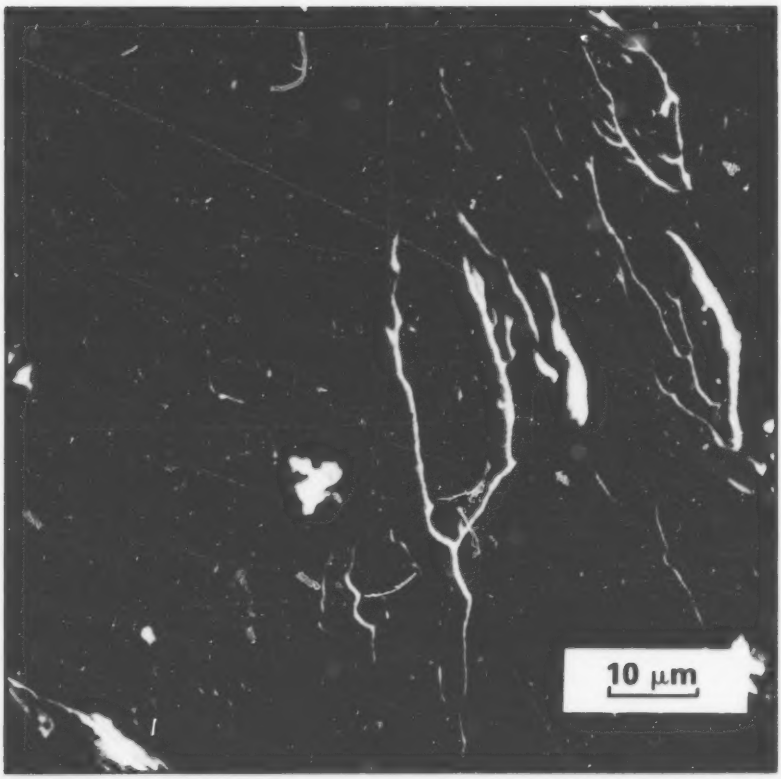


Figure 16
Faciès de quasi-clivage observé sur une surface de rupture d'un acier SAE-AISI 4340.

dures peuvent engendrer localement des contraintes élevées qui entraînent la rupture de l'interface particule-matrice. Il peut ensuite se produire une striction de la matrice située entre les trous ce qui entraîne un élargissement de ces trous (fig. 17). La surface de rupture est formée par la coalescence des microvides qui se rejoignent. Dans certains matériaux, les microvides autour des particules de deuxième phase peuvent se rejoindre par cisaillement des ponts entre microvides. La surface de rupture ainsi produite contient des cupules moins profondes avec des plages planes entre cupules (cf. chap. 3). Dans le cas de particules fragiles, la rupture peut avoir lieu avant décohésion de l'interface particule-matrice.

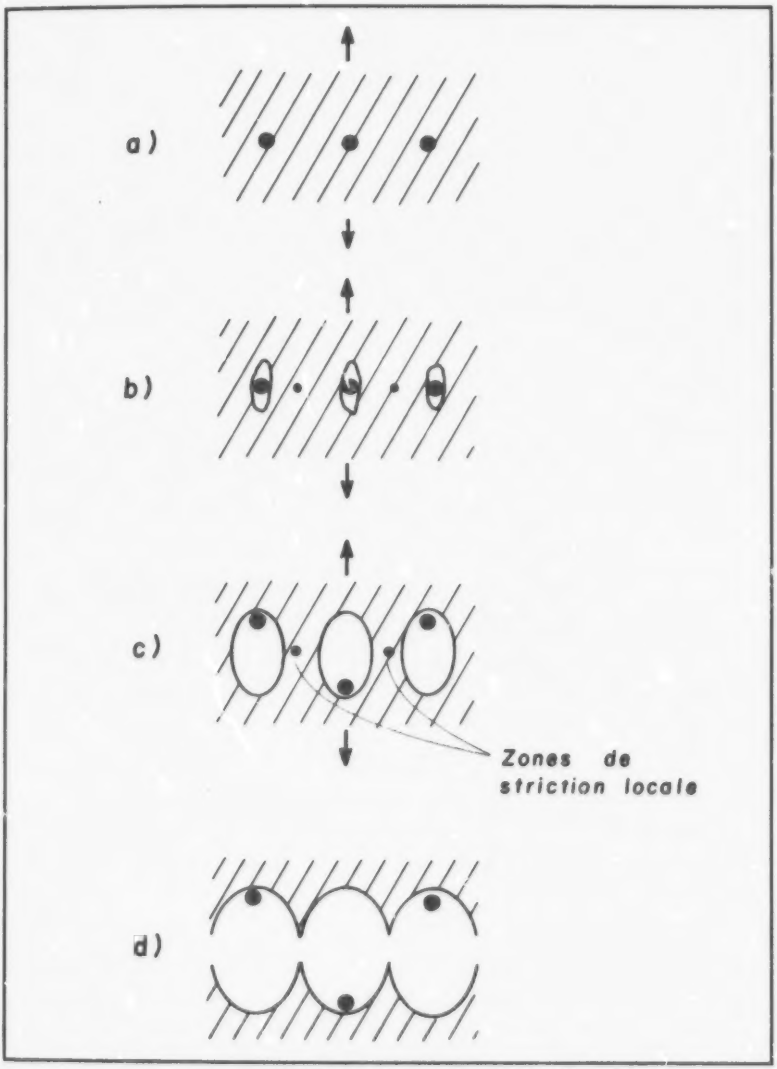


Figure 17
Schéma de la formation de cupules.

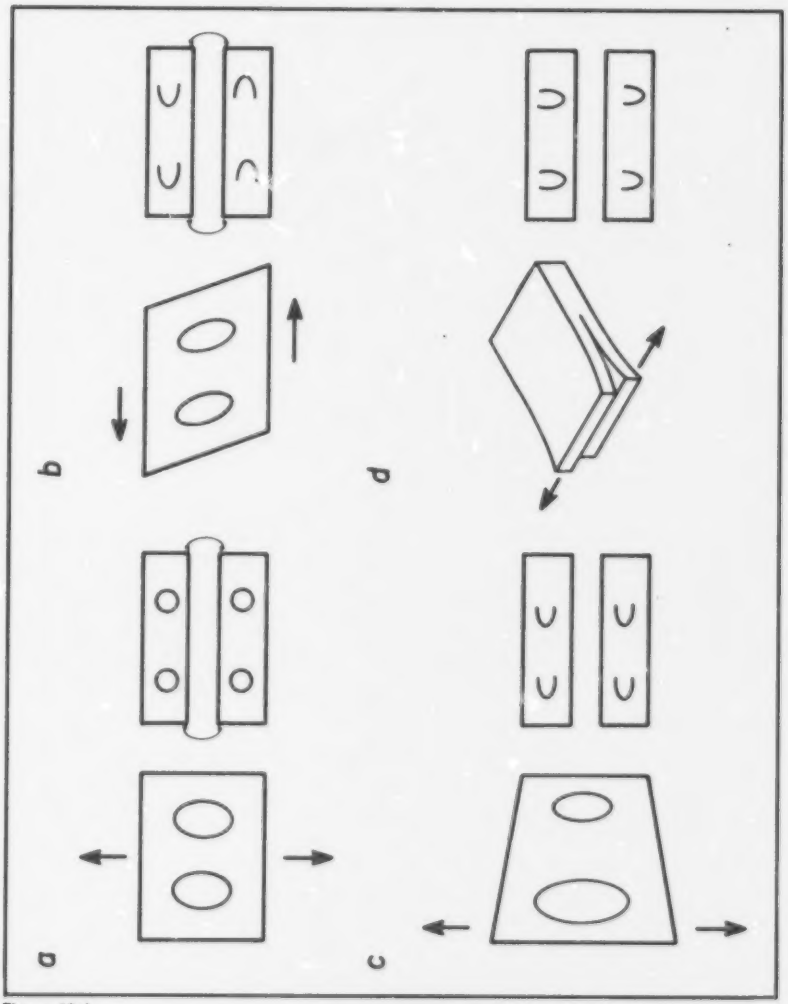


Figure 18a)

Figures 18a)-18b)
Influence de la nature des contraintes sur la forme des cupules observées sur les deux surfaces opposées de rupture (première et deuxième parties)

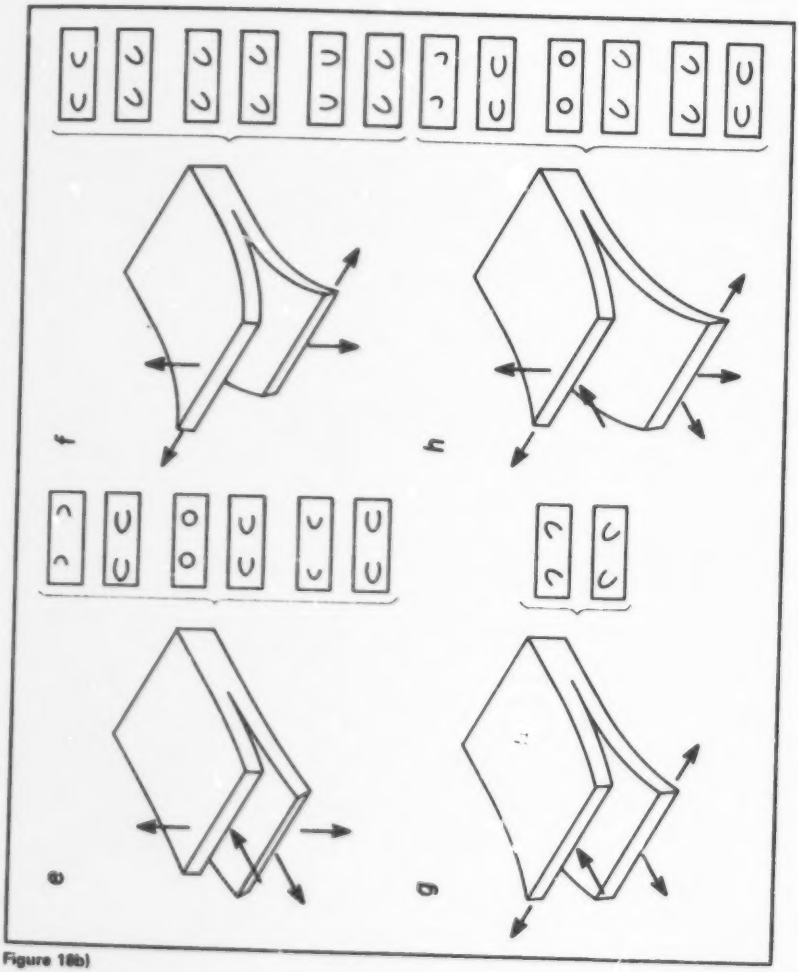


Figure 18b)

L'étude des deux surfaces opposées de rupture à cupules permet de déterminer la nature des contraintes qui ont causé la rupture. Les cupules produites par la tension pure sont symétriques et ont une forme presque ronde sur les deux surfaces de rupture. Les cupules formées par une cission pure ne sont plus symétriques et sont allongées le long de la direction de cission. Sur les surfaces opposées, l'interface courbée des cupules pointe dans des directions opposées.

Dans le cas de cupules formées par déchirement, elles se forment sous l'action d'une tension et d'une cission importante. C'est le cas d'une rupture ductile qui se forme sous l'action d'une tension agissant le long d'un axe qui ne correspond pas à l'axe central de la pièce. Sur chacune des surfaces de la rupture, les cupules sont allongées mais pointent alors dans la même direction. D'autres combinaisons de contraintes conduisent à d'autres orientations de cupules sur les deux surfaces (fig. 18).

La rupture transgranulaire par coalescence des microvides est rencontrée très fréquemment dans des ruptures survenant à des températures supérieures à la température de transition ductile-fragile. La taille et le nombre de cupules dépendent du nombre de centres d'initiation de microvides et de la plasticité du métal. Lorsque les cupules couvrent toute la surface de rupture, le volume d'une cupule est limité par la présence de ses voisines. Dans ce cas, pour un même volume relatif de particules de deuxième phase, de grosses particules peu nombreuses donnent peu de sites d'initiation et il y a formation de grosses cupules. Des particules fines et nombreuses augmentent le nombre de sites d'initiation et il y a formation de petites cupules. Il est à noter qu'il existe une taille minimum de particules [22] pouvant initier des cupules. Notons aussi que lors de la traction, à cause du changement de section associé à la déformation plastique, la distance entre cupules diffère de la distance qui existait entre particules avant l'application de la contrainte.

À fort grossissement, il est possible de remarquer sur la surface d'une cupule des marques de déformation parfois un peu semblable à des stries (fig. 19). Ces marques représentent les plans de glissement qui coupent la surface. Lorsque la déformation augmente, ces marques de glissement s'estompent et laissent sur la surface des légères ondulations.

Un autre faciès microscopique typique d'un mode de rupture ductile est le faciès d'étirement («stretching»). Les zones d'étirement présentent une surface de rupture plutôt plate, qui ne possèdent pas toujours de détails fractographiques observables, du moins aux grossissements normalement employés en fractographie. Dans certains cas, des lignes assez parallèles (fig. 20) qui peuvent être confondues avec des stries de fatigue mais qui se rejoignent ou se coupent occasionnellement sont présentes. Ces lignes correspondent probablement à des traces de glissement complexes. Un cas où un tel faciès apparaît est celui de l'émoussement du fond d'une fissure préexistante (par exemple, une fissure de fatigue) avant le début de propagation instable par la coalescence de microvides. Beachem et Meyn [23] suggèrent que le faciès d'étirement est produit par un micromécanisme lié à une décohésion sur des plans de glissement, telle qu'il s'en produit dans les monocristaux de métaux de haute pureté et de grande ductilité. Le faciès d'étirement serait produit par une déformation plastique

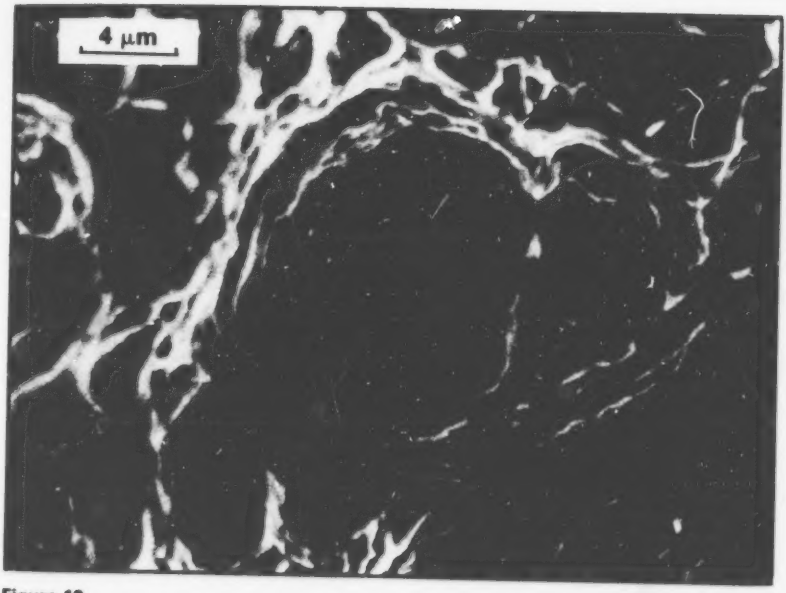


Figure 19
Détails de cupules produites lors d'une rupture ductile en tension d'un acier inoxydable 316.

beaucoup plus complexe et dont les micromécanismes précis de rupture sont assez mal connus. Une absence de particules de deuxième phase et une grande ductilité favorisent une décohésion sur des plans de glissement et l'étirement comme mode de rupture ductile.

4.4 Faciès typiques de la fatigue

Les grandes lignes du comportement en fatigue d'une fissure sont aujourd'hui bien connues. Schématiquement, on peut rappeler que la vie d'une fissure de fatigue se décompose en trois stades: l'initiation et le stade I de propagation cristallographique, le stade II de propagation avec l'orientation de la surface de rupture déterminée par les contraintes macroscopiques, et la rupture finale par surcharge qui a lieu lors du dernier quart de cycle par les mécanismes déjà mentionnés.

Le stade I de propagation se reconnaît par une fissuration près de l'amorce sur des plans cristallographiques souvent voisins des plans de cission maximale. Généralement des stries ne sont pas présentes. La dimension d'une fissure en stade I n'excède généralement guère

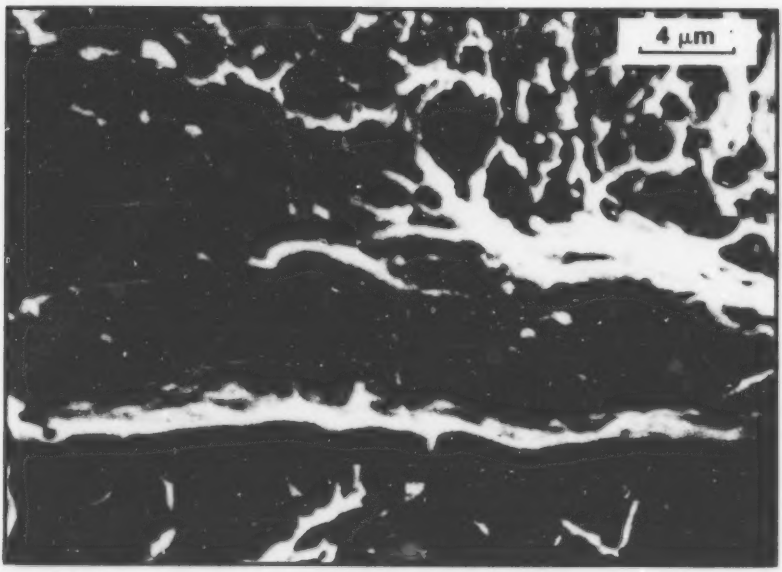


Figure 20
Zone d'étirement observée sur une surface de rupture intergranulaire ductile (voir figure 28).

plus que celle de quelques grains. Un niveau de contrainte faible favorise un stade I long; un niveau de contrainte élevée peut résulter en un stade I très court (≤ 1 diamètre des grains). Décider où se trouve la transition entre l'initiation et le stade I de propagation est simplement une question de choix du critère de définition. Souvent ces deux stades représentent seulement une partie minuscule de la surface de rupture mais correspondent à la majorité des cycles de contraintes appliqués à la pièce.

Durant le stade II de propagation, la caractéristique principale de la fatigue reste la striation (fig. 21). Un faciès de rupture présentant des zones bien striées est presque toujours le signe d'une rupture par fatigue. Une restriction doit être faite pour la corrosion sous tension et la fragilisation par hydrogène qui peut présenter des stries sur la surface de rupture.

Certaines autres marques (lignes de frottement, plages de perlite, etc.) sur une surface de rupture peuvent être confondues avec des stries par le fractographe peu expérimenté ou négligent. On admet généralement qu'une strie se forme lorsque la fissure se referme pendant la partie en compression ou de décharge du cycle. Pelloux [24] a montré que, dans un alliage d'aluminium, une strie est formée

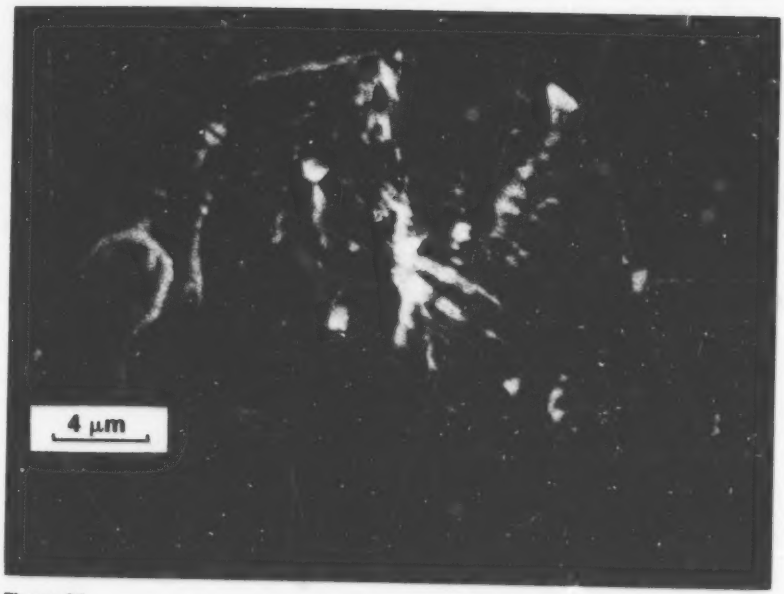


Figure 21
Stries ductiles observées sur une surface de rupture d'une aube de turbine en Inconel 718, soumis à un essai centrifuge.

pendant un cycle. L'inverse n'est évidemment pas vrai puisque toutes les plages ne sont pas striées. Ajoutons que le frottement ou le matage des deux surfaces ensemble peut effacer des stries après qu'elles aient été formées.

La striation n'est pas toujours visible. Ainsi, dans le vide, les stries ne se forment pas [25] ou sont mal définies [26]. Fuhlrott et Neumann [26] ont interprété ce fait en suggérant qu'il y avait resoudage des surfaces de rupture. Même pour la fatigue à l'air, les stries ne sont pas toujours faciles à distinguer, notamment dans les aciers à haute résistance où l'absence de ductilité donne des stries très fines et faiblement résolues à cause de leur faible hauteur.

Plusieurs études ont suggéré que la vitesse de propagation microscopique telle qu'indiquée par la distance interstrie est proportionnelle à ΔK^2 et ne correspond pas à la vitesse macroscopique. Notons cependant que les études [27, 29] qui ont employé les méthodes d'observation à très haute résolution indiquent généralement une vitesse macroscopique égale à la vitesse microscopique. Notons aussi que la direction de propagation indiquée par les stries est la direction locale et ne correspond pas nécessairement au sens macroscopique

Figure 22
Stries fragiles observées sur une surface de rupture d'une aube de turbine en Inconel X-750. L'aspect de la surface de rupture indique que cette rupture par fatigue à température élevée s'est produite par fatigue-corrosion.

de propagation. Une faible énergie de faute d'empilement a tendance à favoriser des stries cristallographiques qui changent de direction de grain à grain.

Les stries les plus couramment rencontrées sont les stries de type «ductile». Des stries de type fragile, où le plan de rupture ressemble à un plan de clivage, avec des rivières perpendiculaires aux stries, sont aussi possibles, notamment lors de la fatigue-corrosion (fig. 22). Parfois on peut distinguer des languettes. Les facettes de rupture ne sont pas toujours des plans de clivage usuels et ressemblent beaucoup, sauf pour la striation très nette, aux surfaces de ruptures produites en corrosion sous tension. Il semble que l'orientation cristallographique joue un rôle dans la formation des stries fragiles puisqu'on peut parfois observer des zones à striation ductile à côté de zones à striation fragile [30]. À haute vitesse de propagation, on peut retrouver [31] des stries ductiles, bien que l'échantillon soit toujours en milieu corrosif, car le milieu corrosif ne peut plus agir suffisamment rapidement pour influencer de façon significative la propagation en fatigue. Dans cer-

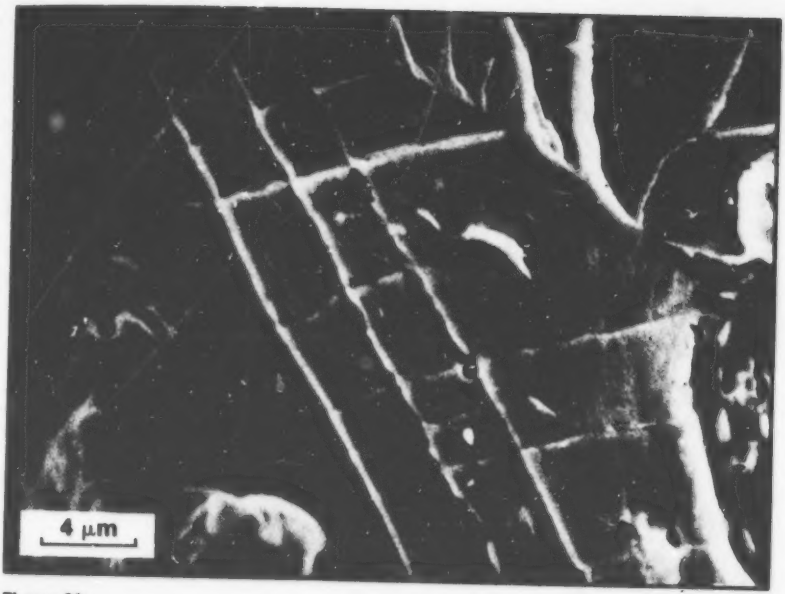


Figure 23
Stries de clivage cyclique observées sur une surface de rupture produite à 22°C dans une éprouvette de fatigue oligocyclique d'un acier doux réazoté [34]. Notez la façon dont le clivage cyclique traverse le joint de grain.

tains cas, on peut faire disparaître les stries fragiles en ajoutant un inhibiteur au milieu corrosif ou en appliquant un potentiel cathodique à l'échantillon [30].

Notons aussi qu'en dessous de la température de transition ductilité-fragilité des métaux c.c., il est possible d'obtenir [32, 34] du clivage cyclique (fig. 23). Les stries visibles sur cette rupture sont très marquées. Plus généralement, les stries correspondant au clivage cyclique sont plutôt difficiles à résoudre.

Les stries les plus étudiées sont celles formées en mode I d'ouverture. Lorsqu'il y a des composantes significatives de modes II ou III, le frottement des surfaces aurait tendance à effacer les stries. Hourlier et Pineau [35] ont analysé le faciès de rupture d'une éprouvette d'acier à haute résistance ayant été soumis à la superposition d'un mode I cyclique et un mode III statique. Nous avons trouvé les mêmes aspects fractographiques sur un boulon d'automobile vraisemblablement soumis à des efforts semblables (fig. 24). On observe un faciès en «toit d'usine» orienté dans une direction radiale comprenant deux séries de surfaces inclinées en alternance, une série légèrement matée et

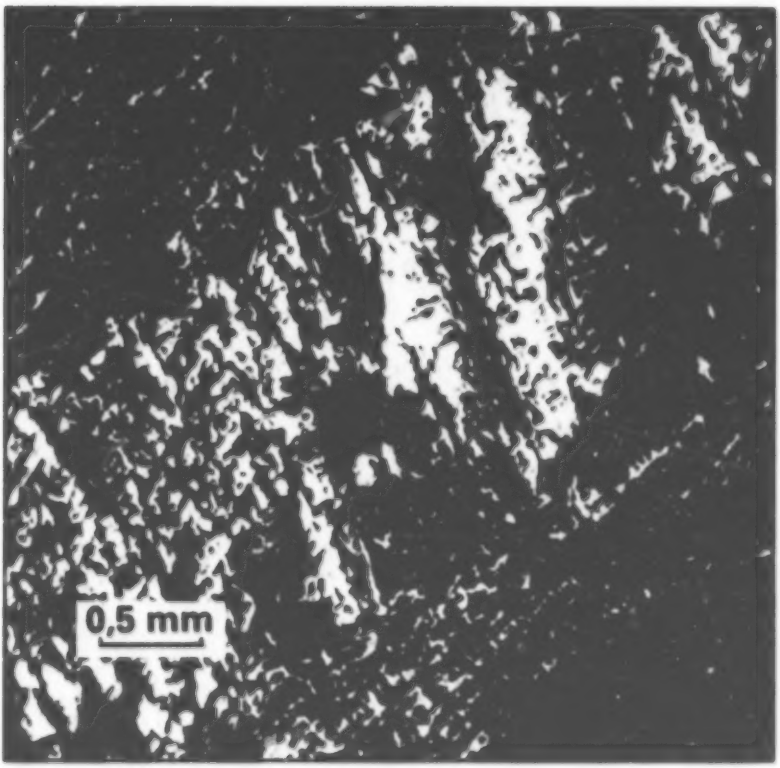


Figure 24
Faciès «en toit d'usine» observée sur la surface de rupture d'un boulon soumis à une traction cyclique et une torsion statique.

comportant des cupules et l'autre série de surfaces inclinées analogues à des surfaces de fatigue en mode I. Hourlier et Pineau [35] démontrent que la série de faciès typique de mode III se forme postérieurement à celle typique du mode I.

Un autre faciès caractéristique de la fatigue, mais relativement rare, est le faciès dit des «traces de pneu» [3, 36, 37]. Ces traces seraient causées par des particules dures de seconde phase ou des poussières qui se déplacent en même temps que la fissure. Certains auteurs [38] pensent que la vitesse de striation et les marques de pneu ne sont pas reliées, tandis que d'autres ont trouvé le résultat contraire [39]. Si l'interprétation de ces traces reste aujourd'hui difficile, leur présence semble être une caractéristique des fissures de fatigue lorsque la

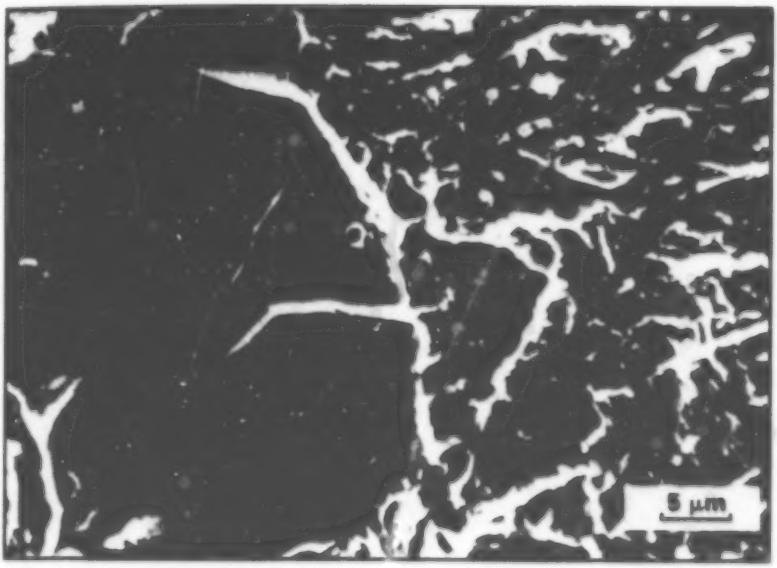


Figure 25
Aspect mixte de clivage et de striations observé lors d'un essai de fatigue-propagation à − 100°C dans un acier doux [44]. Près de la fin de la zone de clivage, observez les stries fines peu nettes indiquant un clivage cyclique.

vitesse de propagation est élevée [40]. La présence de traces de pneu est aussi considérée comme une indication que la propagation s'est faite dans l'absence d'une composante de cission importante [41].

Dans certaines conditions, une même zone de la surface de rupture peut contenir des plages striées, typiques de la fatigue et des plages typiques de la rupture statique. Ces dernières peuvent être intergranulaires suite à une fragilisation [42], clivées (fig. 25) pour des températures inférieures à la température de transition ductile-fragile [43, 44] ou à cupules aux hautes vitesses de propagation [45, 46], telles que celles du stade III de la courbe log da/dN − log K. L'apparition de ces plages de rupture statique correspond généralement à une augmentation de da/dN.

Pour les très faibles vitesses de fissuration et à l'approche du seuil de non-propagation, les stries s'évanouissent petit à petit lorsque la vitesse décroît pour laisser place à des plages cristallographiques (fig. 26) présentant l'apparence du clivage et qui correspondent généralement [47] à un plan de type {100} que ce soit dans les métaux c.c. ou c.f.c. Dans le titane et ses alliages h.c. le plan des facettes est voisin de {0001}. Le même type de faciès se trouve après une surcharge, qui

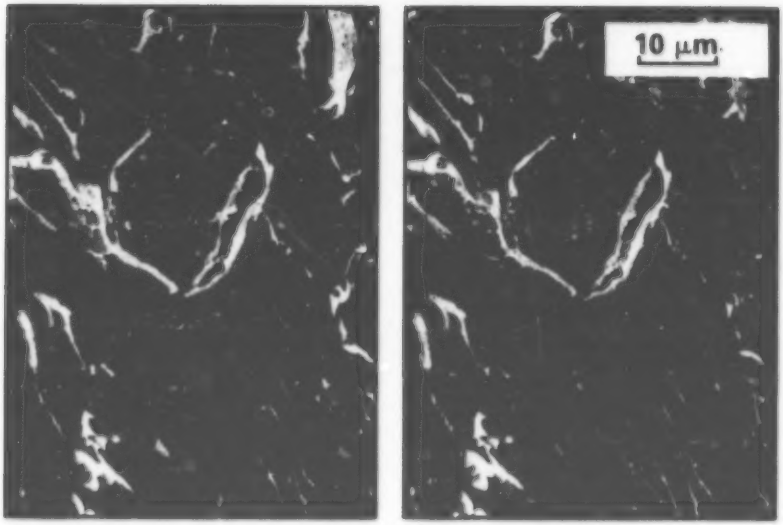


Figure 28
Stéréofractographie montrant l'aspect cristallographique de la rupture au voisinage du seuil de propagation en fatigue dans l'alliage d'aluminium 2024-T3. Les facettes cristallographiques de type {100} ont été mises en évidence par piqûres de corrosion après rupture.

cause un ralentissement important dans la vitesse de fissuration. Hertzberg et Mills [48] signalent que ce phénomène peut être expliqué à l'aide d'un ΔK effectif.

Swenson [49] relie la formation des facettes cristallographiques observées à l'énergie de faute d'empilement. Il constate que certains matériaux à basse énergie de faute d'empilement (l'acier inoxydable austénitique, par exemple) présentent de telles facettes même à haute vitesse. Cazaud et al [50] fait une constatation qui va dans le même sens «Pour les métaux c.f.c., il semble que, d'une manière générale, lorsque l'énergie de faute d'empilement est élevée, les cassures présentent une proportion élevée de zones striées». L'influence de l'énergie de faute d'empilement sur la formation du pseudo-clivage aux basses vitesses resterait à démontrer clairement.

À ce caractère cristallographique du faciès de rupture est associé un effet marqué de la microstructure sur la vitesse de propagation [47]. Par exemple, il est bien connu que la taille de grain joue un rôle important au seuil de propagation [51].

4.5 Rupture intergranulaire

La rupture intergranulaire se produit le long d'un joint de grain, ce qui indique que le joint est plus faible que la matrice. C'est une rupture qui est généralement considérée comme fragile, mais qui peut aussi être ductile. Dans ce dernier cas, à haute résolution les marques de ductilité évidente telles que les cupules sont présentes sur la surface de rupture. La rupture intergranulaire est souvent due à un affaiblissement de la résistance des joints de grains par une précipitation, une ségrégation ou une formation de cavités. Les ruptures où l'environnement joue un rôle primordial sont souvent intergranulaires. Une rupture par fatigue peut aussi être partiellement ou entièrement intergranulaire lorsqu'elle a lieu dans des conditions qui favorisent une fragilité intergranulaire.

4.5.1 Rupture intergranulaire fragile

La rupture intergranulaire fragile engendre un faciès où les grains sont très évidents, bien découpés avec les surfaces des joints des grains lisses (fig. 27). Ce type de rupture peut se rencontrer sous des conditions statiques ou dynamiques, à haute ou à basse température, sous des conditions de fluage, de corrosion, de fatigue, de fragilisation par hydrogène, ou de fragilisation par métal liquide. L'identification du faciès intergranulaire est donc seulement une première étape dans l'identification de la nature de la rupture. Souvent la rupture intergranulaire fragile est associée à une ségrégation intergranulaire de certains éléments fragilisants (voir le chap. 2), qui peut être mise en évidence par la spectroscopie Auger.

4.5.2 Rupture intergranulaire ductile

Lorsque des précipités ou des cavités sont présents aux joints de grains, une rupture intergranulaire ductile peut en résulter. Les faciès de rupture intergranulaire ductile sont caractérisés par des surfaces de grains bien marquées sur lesquelles on retrouve des cupules (fig. 28), généralement un peu moins bien définies que celles obtenues pour des ruptures transcristallines. La déformation plastique se concentre ainsi dans cette zone adoucie près des joints de grains. Comme pour les ruptures ductiles transgranulaires, la taille, la forme et le nombre des cupules intergranulaires sont dictés par la morphologie des précipités [52, 53]. Ainsi les précipités longs et plats auront tendance à engendrer un faciès de rupture fragile. Ritchie et Knott [54] ont trouvé ce type de rupture associé à une fragilité après surchauffe d'aciers faiblement alliés austénisés à haute température suivi par un refroidissement lent. Les sulfures de manganèse commencent à se dissoudre vers 1150-1200°C. Une austénition à une température plus élevée cause une certaine dissolution. Si le refroidissement est ensuite lent,

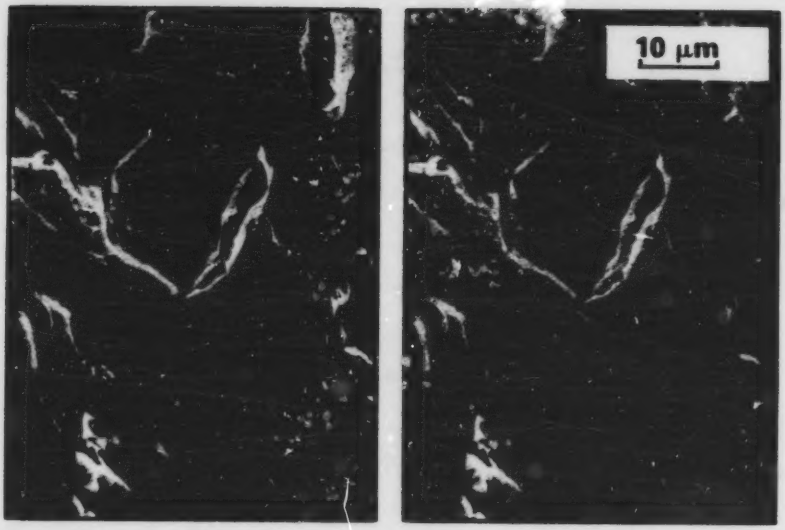


Figure 26
Stéréofractographie montrant l'aspect cristallographique de la rupture au voisinage du seuil de propagation en fatigue dans l'alliage d'aluminium 2024-T3. Les facettes cristallographiques de type {100} ont été mises en évidence par piqûres de corrosion après rupture.

cause un ralentissement important dans la vitesse de fissuration. Hertzberg et Mills [48] signalent que ce phénomène peut être expliqué à l'aide d'un ΔK effectif.

Swenson [49] relie la formation des facettes cristallographiques observées à l'énergie de faute d'empilement. Il constate que certains matériaux à basse énergie de faute d'empilement (l'acier inoxydable austénitique, par exemple) présentent de telles facettes même à haute vitesse. Cazaud et al [50] fait une constatation qui va dans le même sens «Pour les métaux c.f.c., il semble que, d'une manière générale, lorsque l'énergie de faute d'empilement est élevée, les cassures présentent une proportion élevée de zones striées». L'influence de l'énergie de faute d'empilement sur la formation du pseudo-clivage aux basses vitesses resterait à démontrer clairement.

À ce caractère cristallographique du faciès de rupture est associé un effet marqué de la microstructure sur la vitesse de propagation [47]. Par exemple, il est bien connu que la taille de grain joue un rôle important au seuil de propagation [51].

4.5 Rupture intergranulaire

La rupture intergranulaire se produit le long d'un joint de grain, ce qui indique que le joint est plus faible que la matrice. C'est une rupture qui est généralement considérée comme fragile, mais qui peut aussi être ductile. Dans ce dernier cas, à haute résolution les marques de ductilité évidente telles que les cupules sont présentes sur la surface de rupture. La rupture intergranulaire est souvent due à un affaiblissement de la résistance des joints de grains par une précipitation, une ségrégation ou une formation de cavités. Les ruptures où l'environnement joue un rôle primordial sont souvent intergranulaires. Une rupture par fatigue peut aussi être partiellement ou entièrement intergranulaire lorsqu'elle a lieu dans des conditions qui favorisent une fragilité intergranulaire.

4.5.1 Rupture intergranulaire fragile

La rupture intergranulaire fragile engendre un faciès où les grains sont très évidents, bien découpés avec les surfaces des joints des grains lisses (fig. 27). Ce type de rupture peut se rencontrer sous des conditions statiques ou dynamiques, à haute ou à basse température, sous des conditions de fluage, de corrosion, de fatigue, de fragilisation par hydrogène, ou de fragilisation par métal liquide. L'identification du faciès intergranulaire est donc seulement une première étape dans l'identification de la nature de la rupture. Souvent la rupture intergranulaire fragile est associée à une ségrégation intergranulaire de certains éléments fragilisants (voir le chap. 2), qui peut être mise en évidence par la spectroscopie Auger.

4.5.2 Rupture intergranulaire ductile

Lorsque des précipités ou des cavités sont présents aux joints de grains, une rupture intergranulaire ductile peut en résulter. Les faciès de rupture intergranulaire ductile sont caractérisés par des surfaces de grains bien marquées sur lesquelles on retrouve des cupules (fig. 28), généralement un peu moins bien définies que celles obtenues pour des ruptures transcristallines. La déformation plastique se concentre ainsi dans cette zone adoucie près des joints de grains. Comme pour les ruptures ductiles transgranulaires, la taille, la forme et le nombre des cupules intergranulaires sont dictés par la morphologie des précipités [52, 53]. Ainsi les précipités longs et plats auront tendance à engendrer un faciès de rupture fragile. Ritchie et Knott [54] ont trouvé ce type de rupture associé à une fragilité après surchauffe d'aciers faiblement alliés austénisés à haute température suivi par un refroidissement lent. Les sulfures de manganèse commencent à se dissoudre vers 1150-1200°C. Une austénition à une température plus élevée cause une certaine dissolution. Si le refroidissement est ensuite lent,

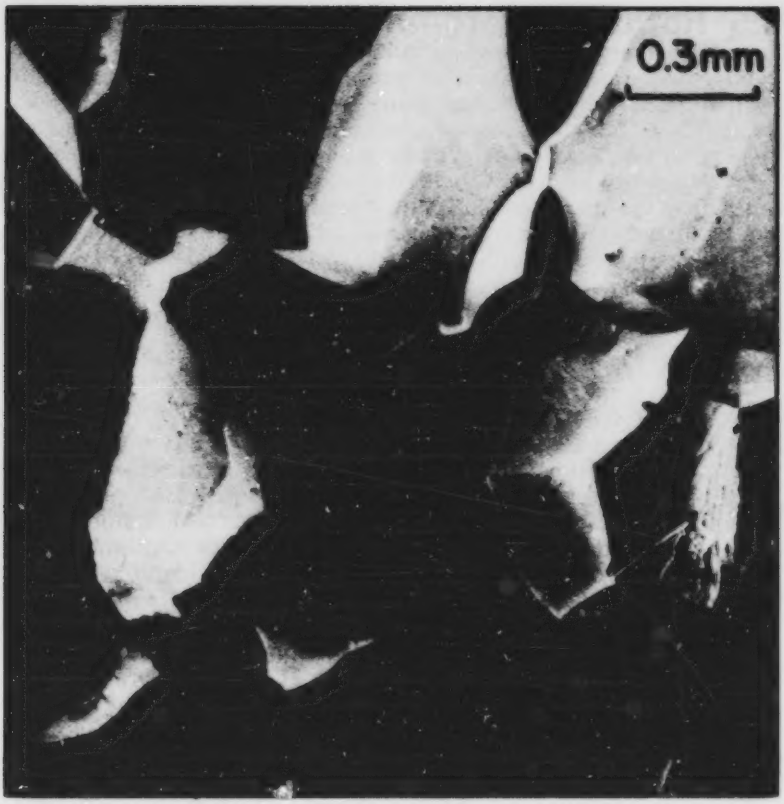


Figure 27
Exemple de rupture intergranulaire dans un acier doux rompu à chaud sous charge statique. Dans ce cas, la rupture est due à une ségrégation intergranulaire du soufre.

les sulfures précipitent aux joints de grains austénitiques, ce qui entraîne une rupture intergranulaire ductile et une perte de ténacité. Ce problème peut être évité soit en refroidissant rapidement après l'austénitisation soit en ne dépassant pas la température de mise en solution des sulfures lors de l'austénitisation. Remarquons à ce propos que plus la précipitation est dense et fine, plus la ténacité tend à être réduite.

Figure 28
Surface de rupture intergranulaire ductile observée dans la zone de rupture finale sur une aube de turbine en Inconel X-750 (voir figure 22).

4.6 Corrosion sous tension

Le faciès de rupture microscopique associé à la corrosion sous tension peut être transgranulaire ou intergranulaire, selon la nature du matériau, de l'environnement, des conditions mécaniques ou électrochimiques et même de l'état d'un même matériau. Une transition intergranulaire-transgranulaire ou vice versa peut souvent avoir lieu en fonction du facteur d'intensité de contrainte, du potentiel appliqué, du degré d'écrouissage, de la température, etc.

L'énergie de faute d'empilement semble jouer un rôle sur le faciès de rupture des métaux c.f.c. [55]. Lorsque l'énergie de faute d'empilement diminue, le glissement tend à devenir planaire, ce qui favorise une corrosion sous tension transgranulaire. Le cas contraire favorise une corrosion sous tension intergranulaire. Notons cependant qu'il y a des exceptions à cette règle.

L'aspect de la surface de rupture transgranulaire obtenue en corrosion sous tension est souvent très semblable à celle obtenue en fatigue-corrosion et à celle obtenue près du seuil de non-propagation en fatigue dans l'air ordinaire. La surface de rupture est fortement cristal-

Figure 29
Dentelures cristallographiques observées dans une région de rupture transgranulaire d'un acier inoxydable 316 testé dans une solution aqueuse bouillante de $MgCl_2$ (voir figure 34).

lographique. Les facettes cristallographiques ont des rivières à tendance cristallographique. Ces rivières présentent souvent, surtout en corrosion sous tension, des dentelures cristallographiques (fig. 29-31). Ces dentelures cristallographiques sont plus rarement observées près du seuil de non-propagation en fatigue ordinaire. Dans certains grains, les facettes sont feuilletées (fig. 32). On retrouve parfois des stries fragiles (fig. 31 et 32) généralement moins marquées que celles qu'on retrouve souvent en fatigue-corrosion. Lorsque la fatigue-corrosion ne produit pas des stries marquées, il peut être très difficile de distinguer entre les deux surfaces de rupture.

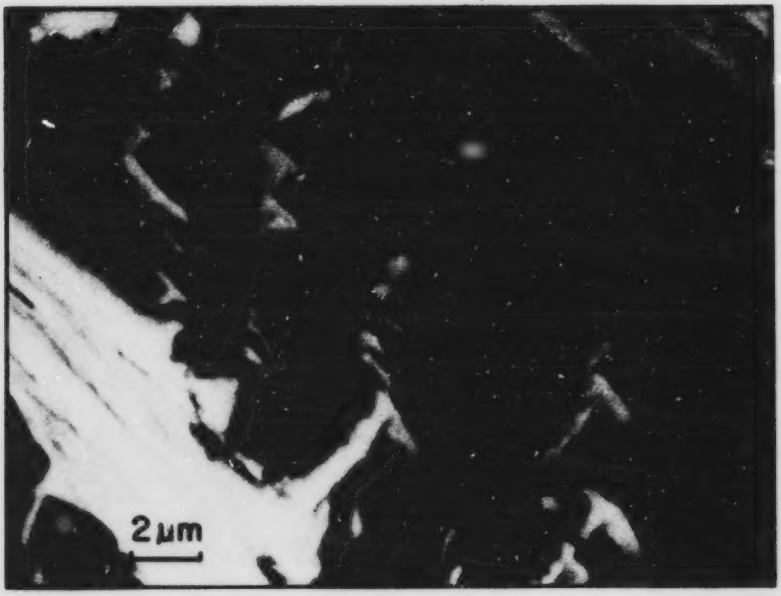


Figure 30
Dentelures cristallographiques observées sur une portion de la surface de rupture de fatigue corrosion de la figure 22.

Au moins pour les aciers inoxydables austénitiques, les rivières en corrosion sous tension à l'intérieur d'un grain, pour un facteur d'intensité de contraintes faibles (fig. 33), vont souvent en rayonnant d'un point vers le joint de grain suivant [56, 58] ce qui produit un faciès en forme d'éventail. Pour des valeurs de K plus élevées, ou pour l'acier écroui, l'amorçage de la corrosion sous tension dans un grain se fait sur un front du joint plutôt qu'en un point et les rivières ont tendance à être parallèles (fig. 34). Dans les métaux c.f.c., même les détails fins des deux surfaces de rupture opposées s'emboîtent [58], ce qui souligne que la dissolution est très faible ou nulle. Le seul modèle de dissolution qui puisse s'accorder raisonnablement bien avec ces aspects de la surface de rupture est celui de Scamans et Swann [59]. Ce modèle, basé sur des observations au microscope électronique à haute tension, suppose une dissolution préférentielle de fentes le long de plans cristallographiques {110}. De telles fentes semblent parfois présentes sur les surfaces de rupture [58].

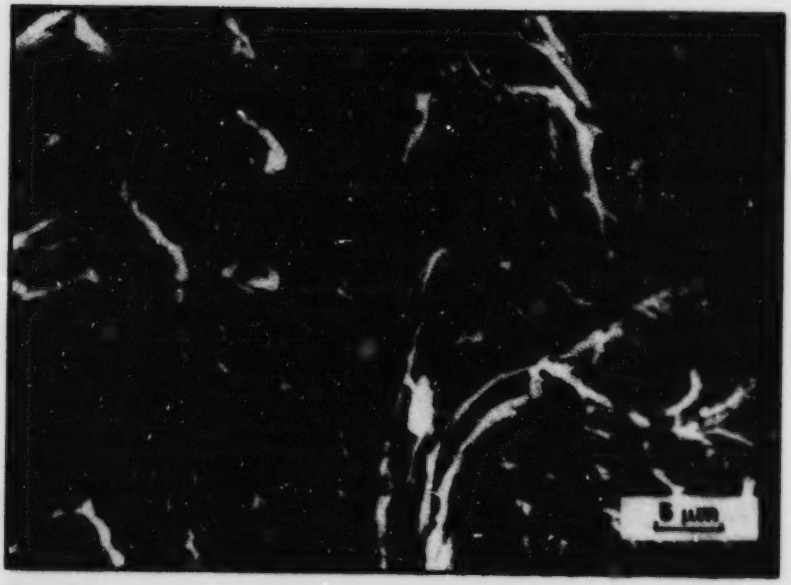


Figure 31
Striations sur une surface de rupture en corrosion sous tension pour un acier inoxydable 310 (essai dans une solution aqueuse bouillante de $MgCl_2$). Sur certaines des lignes de rivières, notez les petites dentelures cristallographiques dans les espacements interstries.

Figure 32
Stéréofractographie d'une surface de rupture produite dans un acier inoxydable austénitique 310, soumis à un essai de corrosion sous tension dans une solution aqueuse bouillante de $MgCl_2$. Notez l'aspect feuilleté de la rupture, les lignes de rivières et les stries ou pseudo-stries.

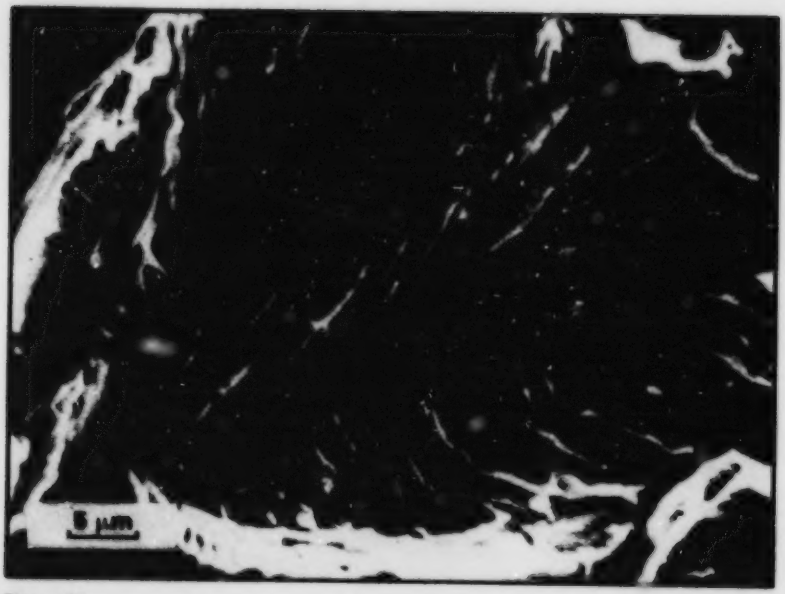


Figure 33
Facettes en forme d'éventail produites par une fissuration par corrosion sous tension d'un acier inoxydable 310 dans une solution aqueuse bouillante de $MgCl_2$.

Plusieurs auteurs ont tenté d'identifier l'orientation des facettes cristallographiques. Mukai et al [60], en employant la technique des piqûres de corrosion sur l'acier inoxydable 304, ont trouvé des facettes de type {100} et des lignes de rivières dans des directions <110>. Liu et al [61] ont trouvé cette même orientation de facettes cristallographiques pour l'acier inoxydable 310 rompue dans une solution aqueuse de chlorure. Cette identification de type {100} sur les aciers inoxydables austénitiques met en doute le modèle de Scamans et Swann qui proposent une dissolution fine sur des plans {110}. Par contre, Nelson et Beavers [62] ont identifié des facettes de type {110} pour un laiton-α et pour un alliage d'aluminium. Pour le laiton-α, ils ont de plus identifié les dentelures cristallographiques sur des lignes de rivières comme correspondant à des plans {111}.

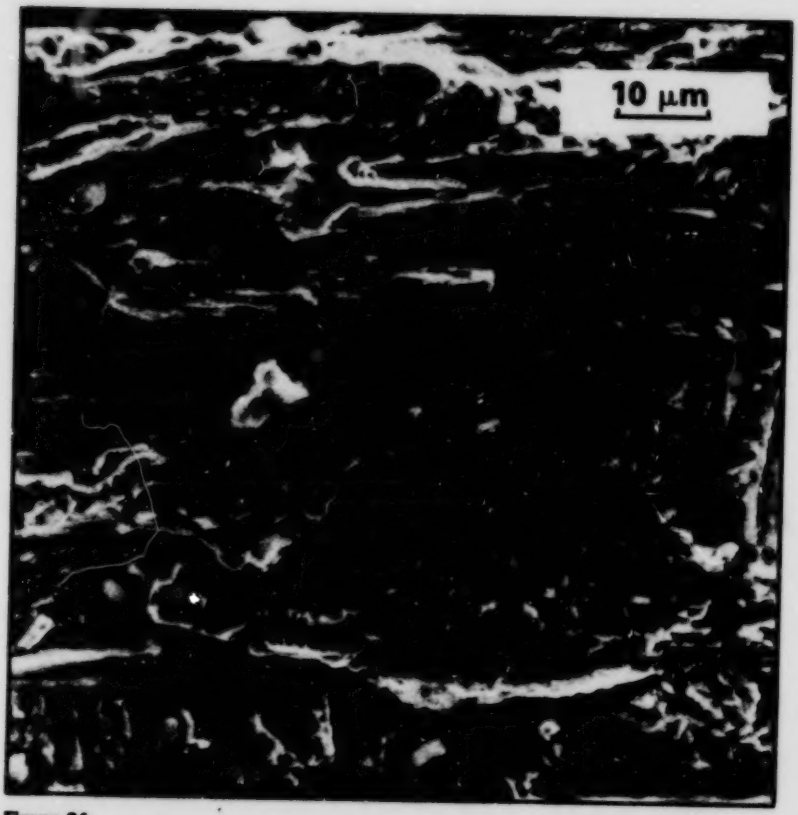


Figure 34
Aspect mixte inter et transgranulaire résultant d'une fissuration par corrosion sous tension d'un acier inoxydable 316 dans une solution aqueuse bouillante de $MgCl_2$.

4.7 Fragilisation par l'hydrogène

L'hydrogène peut être introduit dans un métal lors de sa fabrication ou en service. La solidification, le soudage avec les électrodes humides, le nettoyage à l'acide ou l'électroplaquage sont les principales étapes de fabrication où de l'hydrogène peut être introduit dans le matériau. En service, l'introduction d'hydrogène peut se faire dans des pièces ou des sections de pièces qui se trouvent cathodiques dans une cellule galvanique ou électrochimique ou plus simplement si la pièce travaille dans une atmosphère d'hydrogène. En milieu corrosif, il peut se produire une réaction cathodique avec la surface fraîchement exposée ou une dissociation de gaz sur cette surface. Dans la plupart des métaux,

l'hydrogène causant la fragilisation est en solution solide dans l'acier. Dans certains métaux (e.g. les hexagonaux compacts; titane et zirconium), c'est la formation d'hydrures qui est responsable de la fragilisation.

La fragilisation par l'hydrogène introduit par chargement cathodique donne souvent une surface de rupture microscopique qui ressemble beaucoup à celle produite par la corrosion sous tension. C'est une des raisons pour laquelle certains auteurs croient que, même dans des métaux c.f.c., la corrosion sous tension est en fait une fragilisation par l'hydrogène qui a lieu dans le voisinage du fond de fissure [63, 64].

La fragilisation par hydrogène peut produire un aspect microscopique de rupture intergranulaire, un quasi-clivage transgranulaire presque identique à celui décrit pour la corrosion sous tension, un clivage très semblable au clivage classique ou un aspect de rupture ductile avec cupules. Nakasato et Bernstein [65] ont noté qu'une rupture transgranulaire, semblable à celle obtenue en corrosion sous tension, a lieu dans le fer-alpha avec fissuration sur un plan {110} ou {112}, tandis qu'un clivage classique sur {100} a lieu dans le fer à 3% silicium.

Lorsque la fragilisation par l'hydrogène produit une rupture ductile avec réduction de l'allongement en traction, très souvent l'hydrogène influence la taille des cupules soit en favorisant la germination d'un plus grand nombre de cupules, ce qui réduit leur taille, soit en favorisant leur croissance ce qui augmente leur taille. Pour étudier de façon précise l'influence de l'hydrogène sur la taille des cupules, il faut tout d'abord prendre en considération l'influence de la variation de la réduction de section sur la taille des cupules et sur la distance entre cupules [66].

Il arrive parfois de noter différents aspects microscopiques sur la même surface de rupture. Ainsi pour l'acier 4340, Beachem [67] a remarqué une transition des faciès microscopiques, allant d'un déchirement ductile avec cupules à une rupture intergranulaire en passant par un quasiclivage, lorsque le facteur d'intensité de contrainte diminue.

5–Conclusions

Nous avons tenté de généraliser les grands types de surfaces de rupture rencontrés, du point de vue macroscopique et du point de vue microscopique. Nous soulignons de nouveau que certains faciès de rupture se ressemblent beaucoup et peuvent mener à des erreurs d'identification du mécanisme de rupture. Certains faciès, notamment

ceux produits près du seuil de non-propagation en fatigue et ceux obtenus lors de la corrosion sous tension transgranulaire ou lors de la fatigue-corrosion sont encore peu expliqués. Des modèles de rupture permettant d'interpréter de tels faciès devraient être développés afin de permettre une meilleure connaissance des micromécanismes de fissuration et de rupture en service.

Pour atteindre cet objectif, les spécialistes de fractographie disposent aujourd'hui d'instruments d'observation suffisamment puissants et versatiles (TEM, STEM, MEB équipé pour l'analyse des rayons X et même des électrons Auger, spectroscopie Auger, ESCA, . . .).

Toutefois, nous ne pensons pas que ce soit en misant uniquement sur le développement et les raffinements de ces moyens d'observation qu'une meilleure compréhension des divers aspects fractographiques de la fissuration et de la rupture sera atteinte, mais plutôt par l'élaboration de modèles prenant en compte les facteurs mécaniques, environnementaux et microstructuraux du phénomène lui-même.

Bibliographie

[1] SEM/TEM Fractography Handbook, MCIC-HB-06, Metals and Ceramics Information Center, Batelle, Columbus, Ohio.

[2] Metals Handbook, 8ème édition, vol. 9, «Fractography and Atlas of Fractographs», ASM, Metals Park, Ohio, p. 58.

[3] C.D. Beachem, dans «Fracture, An Advanced Treatise», Vol. I, H. Liebowitz éditeur scientifique, Academic Press, New York, (1968) p. 243.

[4] G.M. Boyd, Engineering, 175, (1953) 65 et 100.

[5] C.F. Tipper, J. Iron and Steel Institute, 185 (1957) 4.

[6] C. Lipson, Mech. Design 22 (1950) 147.

[7] G. Jacoby, Experimental Mech., 5 (1965) 65.

[8] Reference 1, p. 43.

[9] M.O. Speidel, Dans «The Theory of Stress Corrosion Cracking of Alloys», J.C. Scully, éditeur scientifique, OTAN, Bruxelles (1971) p. 345.

[10] C.D. Beachem, Naval Research Laboratories Progress Report, février 1966, pp. 19-36.

[11] C.D. Beachem, Materials Research and Standards, 6 (1966) 519.

[12] C. Crussard, R. Borione, J. Plateau, Y. Morillon et F. Maratray, J. Iron and Steel Institute, 183 (1956) 146.

[13] J.M. Berry, Trans. ASM, 51 (1959) p. 556.

[14] H.C. Burghard Jr. et N.S. Stoloff, dans «Electron Fractography» ASTM-STP 436, Philadelphie (1968) p. 32.

[15] S. Kocanda, Fatigue Failure of Metals, Sijthoff and Noordhoff, Aphen aan den Rijn, Pays-Bas (1978) p. 277-279.

[16] J.F. Mc Neil et H.R. Limb, J. Inst. Metals, 87, (1958-59) 79.

[17] D. Hull, P. Beardmore et A.P. Valintine, Phil. Mag., 12 (1965) 1021.

[18] H. Wallner, Z. Physik, 114 (1939) 368.

[19] H. Schardin, dans «Fracture», B.L. Averbach, D.K. Felbeck, G.T. Hahn et D.A. Thomas, éditeurs scientifiques, The Technology Press of MIT, (1959) p. 297.

[20] E.B. Shand, J. Amer. Ceram. Soc., 37 (1954) 559.

[21] C.D. Beachem et R.M.N. Pelloux, ASTM STP 381 (1965) p. 63.

[22] L. Roesch et G. Henry, Rev. Mét., 66 (1969) 725-739.

[23] C.D. Beachem et D.A. Meyn dans «Electron Fractography», ASTM STP 436, Philadelphia, PA (1968) p. 59.

[24] R.M.N. Pelloux, Trans. ASM, 62 (1969) 281.

[25] D.A. Meyn, Trans. ASM 61 (1968) 1.

[26] H. Fuhlrott et P. Neumann, Mechanisms of Environment Sensitive Cracking of Materials, Met. Soc. Conf., Guildford (1977) p. 375.

[27] J. Odorico et P. Le Gall, Revue de Physique 9 (1974) 673.

[28] R.C. Bates et N.G. Clark, Trans. ASM, 62 (1969) 380.

[29] A. Bignonnet, Mémoire M.Sc.A., École Polytechnique de Montréal (1979).

[30] R.E. Stoltz et R.M. Pelloux, Met. Trans., 3 (1972) 2433.

[31] G.F. Pittinato, Met. Trans., 3 (1972) 235.

[32] W.W. Gerberich, N.R. Moody et K. Jatavallabhula, Scripta Met. 14 (1980) 113.

[33] P. Neumann, H. Vehoff et H. Fuhlrott, Fracture 1977, University of Waterloo Press, (1977) p. 1313-1324.

[34] I. Uribe et J.I. Dickson, travaux non publiés.

[35] F. Hourlier et A. Pineau, Mém. Sci. Rev. Mét., 76 (1979) 175.

[36] C.D. Beachem, Trans. ASM, 60 (1967) 324.

[37] C.M. Carmen et M.F. Shuler, J. Iron and Steel Institute, 208 (1970) 463.

[38] Référence 15, p. 325.

[39] R. Koterazawa, Proceedings of International Conference, Kyoto (1971), The Society of Materials Science of Japan (1972) p. 209.

[40] R. Koterazawa et D. Shimo, Japan Society of Mechanical Engineers Bulletin, 14 (1971) p. 127.

[41] D.A. Meyn, dans «Fractography in Failure Analysis», ASTM STP 645, Philadelphia, Pa., (1978) p. 49.

[42] R.O. Ritchie et J.F. Knott, Acta Met., 21 (1973) p. 639.

[43] R.O. Ritchie et J.F. Knott, Mater. Sci. Eng. 14 (1974) 7.

[44] C. Lincourt, I. Haenny et J.I. Dickson, travaux non publiés.

[45] C.E. Richards et T.C. Lindley, Eng. Fract. Mech., 4 (1972) p. 951.

[46] C. Bathias, M. Gateau et J. Philippe, Rev. Mét., 73 (1976) p. 559.

[47] J.-P. Baïlon, J. Masounave et J.I. Dickson, dans «La fatigue des matériaux et des structures», Maloine, S.A. Paris — Les Presses de l'Université de Montréal, (1980) p. 237.

[48] R.W. Hertzberg et W.J. Mills, dans «Fractography-Microscopic Cracking Processes», ASTM STP 600, Philadelphia, Pa. (1976) p. 220.

[49] D.O. Swenson, J. Appl. Phys., 40 (1969) 3467.

[50] J. Cazaud, G. Pomey, P. Rabbe et Ch. Janssen, «La fatigue des métaux» 5ième édition, (1969) Dunod, Paris, p. 66.

[51] J.-P. Baïlon, J. Masounave et J. Lanteigne, Scripta Met. 12 (1978) 607.

[52] C.D. Calhoun et N.S. Stoloff, Met. Trans., 1 (1970) 997.

[53] D. Broek, Eng. Fract. Mech., 5 (1973) 55.

[54] R.O. Ritchie et J.F. Knott, Met. Trans. 5 (1974) 782.

[55] P.R. Swann, Corrosion, 19 (1963) 102.

[56] J.C. Scully, dans «The Theory of Stress-Corrosion Cracking in Alloys», OTAN, Bruxelles (1971) p. 127.

[57] A.J. Russell, thèse M.Sc., The University of British Columbia, Vancouver (1977).

[58] J.I. Dickson, A. Russell et D. Tromans, Can. Metall. Quart., 19 (1980) 161.

[59] G.M. Scamans et P.R. Swann, Corrosion Science, 18 (1978) 983.

[60] Y. Mukai, M. Watanabe et M. Murata, dans «Fractography in Failure Analysis», ASTM STP 645, Philadelphia, (1978) p. 164.

[61] R. Liu, N. Narita, C. Altstetter, H. Birnbaum et E.N. Pugh, Met. Trans., 11A (1980) 1563.

[62] J.L. Nelson et J.A. Beavers, Met. Trans., 10A (1979) 659.

[63] N.A. Neilsen, J. Materials, 5 (1970) 794.

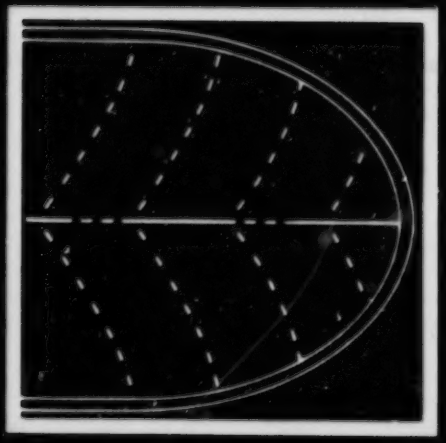
[64] A.J. Bursle et E.N. Pugh, dans «Environment-Sensitive Fracture of Engineering Materials» S.A. Foroulis, éditeur scientifique, The Metallurgical Society of AIME, (1979) p. 18.

[65] F. Nakasato et I.M. Bernstein, Met. Trans , 9A (1978) 1317.

[66] A.W. Thompson, Met. Trans., 10A (1979) 727.

[67] C.D. Beachem, Met. Trans., 3 (1972) 259.

3 SÛRETÉ



Chapitre 10

Calcul des facteurs d'intensité de contraintes

J.C. Devaux

1 – Introduction

Le dimensionnement des structures réelles et spécialement les récipients du circuit primaire principal des réacteurs à eau pressurisée (PWR) est fait pour une certaine liste de situations [1] et impérativement, ils ne doivent pas avoir subi un certain nombre de dommages, après les avoir toutes vécues [2].

Dans ces dommages, deux nécessitent un effort tout particulier car ils font courir aux récipients une ruine catastrophique: la fissuration progressive ou fatigue oligocyclique et la rupture brutale ou instabilité d'une fissure.

D'une manière générale, ce dernier dommage survient suite à l'enchaînement: création d'une fissure ou amorçage, propagation lente sous chargement monotone ou cyclique, instabilité finale. Il se peut que cette croissance soit immédiatement instable, ce qui signifie que pour cette valeur de chargement supposé maintenu constant, la fissure croisse en accélérant jusqu'à un régime de propagation extrêmement rapide à caractère dynamique. Dans ce cas, le point d'amorçage et le point d'instabilité coïncident (cas du clivage).

Tout naturellement, on cherche à se protéger très en amont de cette situation dangereuse en bornant l'endommagement dû à la déformation plastique monotone et cyclique pour empêcher la création et l'amorçage de la fissure [2].

Malgré tout, on ne peut éviter l'existence de fissures. Ces fissures, que la sécurité de l'appareil exige que l'on considère, peuvent être des défauts naturels préexistants, c'est-à-dire des défauts plats dus à la fabrication, notamment après opérations de soudage, soit des fissures créées en service par fatigue ou par chargement monotone dans une zone de concentration de contraintes et de déformations.

Qu'il s'agisse de défauts de référence postulés au stade de la conception, de défauts réels révélés par un contrôle non destructif en visite complète ou en visite périodique ou au stade de la fabrication, le

constructeur est donc conduit à établir pour un défaut donné, situé en un endroit donné de l'appareil: soit le chargement d'instabilité, soit la taille critique de ce défaut pour ce chargement.

Il dispose actuellement d'un outil d'évaluation de la nocivité des défauts et de caractérisation des matériaux: la mécanique de la rupture.

Après un bref rappel de l'utilisation de cette branche de la mécanique des milieux continus, nous exposerons ces limites et la méthodologie que nous proposons. Car l'estimation des marges de sécurité vis-à-vis de l'évolution de ces défauts et de la rupture, peut demander, dans les cas les plus importants, que l'on soit capable de dire des choses aussi réalistes que possible sur la taille initiale du défaut, sa croissance par fatigue et sa taille critique dans les conditions de géométrie et de chargement à considérer.

Les méthodologies et outils puissants que nous développons dans ce domaine, dans l'optique de la pratique industrielle, consistent notamment à mettre au point des critères d'endommagement locaux à la pointe de la fissure, qui simulent de façon aussi appropriée que possible les mécanismes de décohésion dans le métal qui va se rompre à la pointe.

Cette voie de développement a été choisie car elle est actuellement la seule qui recèle quelques espoirs de pouvoir traiter les problèmes réels tels qu'ils se posent concrètement, c'est-à-dire dans des situations géométriques tridimensionnelles (fissure de surface semi-elliptique ou fissure traversante dans une épaisseur faible par exemple), avec des chargements complexes (mode I plus mode II plus mode III) et dans des situations de plasticité (monotone ou cyclique) plus ou moins généralisées.

Il faut noter que cette voie d'étude permettra également de mieux caractériser les propriétés de résistance à la rupture des matériaux lorsqu'on fait des essais sur petites éprouvettes, qui échappent au formalisme habituel de la mécanique de la rupture.

Enfin, nous terminons par un bref exposé sur les outils que nous mettons en place pour introduire le rôle des contraintes résiduelles et le rôle des revêtements en acier inoxydable.

2–Rappel succinct de l'application de la mécanique de la rupture–résultats et limites

La mécanique de la rupture constitue aujourd'hui un outil d'évaluation de la nocivité des défauts et de caractérisation des matériaux, reconnu et appliqué de façon courante dans de nombreuses industries: industrie aéronautique, grosse chaudronnerie, construction métallique.

Pour l'industrie nucléaire (grosse chaudronnerie), elle est utilisée:

a) au stade de la conception pour démontrer l'innocuité, c'est-à-dire soit l'absence d'amorçage, soit l'absence de criticité, d'une fissure de référence placée à divers endroits de l'appareil considéré et ceci pour les diverses situations de sollicitations auxquelles l'appareil sera soumis durant sa vie.

Le défaut de référence, enveloppe de la plus grande fissure (c'est-à-dire la plus pénalisante) qui puisse exister dans l'appareil après croissance par fatigue pendant la vie de l'appareil, est en général fixé par les codes de construction [3, appendice G].

b) au stade de l'inspection en service où ayant découvert une fissure, il s'agit d'en évaluer la nocivité pour se prononcer sur les mesures à prendre: laisser en l'état? pour combien de temps? périodicité des contrôles à prévoir? réparation immédiate? Cette demande est préconisée par la section XI du code ASME [3].

c) pour la caractérisation des propriétés de ténacité (résistance du métal à la rupture) et de vitesse de fissuration des divers matériaux en vue de leur classement et de leur choix, ou de leur recette.

Les concepts de base de la mécanique de rupture [4], leurs fondements et les assurances expérimentales correspondantes ont été initialement développés pour des matériaux très fragiles, donc dans un cadre purement élastique et dans des configurations géométriques bidimensionnelles. Cette théorie, dite de la mécanique linéaire élastique de la rupture introduit le concept du facteur d'intensité de contrainte à la pointe d'une fissure en mode I, mode II, mode III.

Son utilisation industrielle nécessite donc la possibilité de déterminer avec suffisamment de précisions les valeurs de ces trois facteurs d'intensité de contraintes K_I, K_{II}, K_{III} correspondant chacun à un mode de déplacement.

Actuellement, comme nous le montrons au § 4, il existe plusieurs techniques numériques pour déterminer ces grandeurs.

Dans la réalité, le matériau n'est jamais complètement élastique et de la plasticité se développe à la pointe de la fissure. Tant que cette plasticité reste confinée, enserrée par les zones élastiques qui imposent leur comportement, le critère K_{IC} continue de s'appliquer puisque dans la solution élastoplastique, en déformation plane et plasticité très confinée, il y a relation unique entre K_I et l'état de contraintes.

Malheureusement, la plupart des pièces bien conçues rompent en plasticité généralisée puisque la ténacité a été choisie élevée. De plus, la plupart des expériences sont réalisées en plasticité non confinée, car la détermination du K_{IC} en raison de la capacité du matériau à résister à la rupture, nécessite l'emploi d'éprouvettes énormes et très coûteuses. C'est pourquoi on a recours à de petites éprouvettes qui rompent en situation d'écoulement plastique libre. Il est alors difficile d'en tirer des informations utiles pour caractériser les propriétés de résistance à la rupture du matériau considéré, puisque le critère K_{IC} n'est plus applicable.

Une donnée expérimentale complique encore le problème: dans le cas de la déchirure ductile, la rupture finale sous force imposée (instabilité) est précédée par une période non négligeable de propagation stable de la fissure; dans le cas de la rupture par clivage, qui peut également apparaître en plasticité généralisée, l'instabilité sous force imposée se produit dès que la fissure commence à se propager.

Il faut encore citer la zone de transition où il y a interaction entre ces deux modes de rupture, la fissure se propageant d'abord en ductile et la rupture finale se faisant par clivage.

Dans le but de prendre en compte les situations de plasticité généralisée, J.R. Rice a proposé un critère pour les problèmes plans sous forme d'une intégrale du contour, qui, elle aussi, décrit entièrement les contraintes et les déformations dans un corps fissuré élastique non linéaire.

La valeur critique J_{IC} de ce paramètre donnerait le début de propagation de la fissure. Pour les problèmes de révolution, on peut utiliser de façon analogue l'intégrale M. Par ailleurs, J_{IC} ou M_{IC} présente deux inconvénients: le premier tient à son caractère bidimensionnel, le second provient du fait que seul l'amorçage de la fissuration peut lui être relié.

Enfin, les problèmes concrets qui se posent dans les applications pratiques sont:

- **tridimensionnels**:
fissures de surface semi-elliptiques ou fissures traversantes, où l'état de contrainte et de déformation varie le long du front en fonction de la profondeur,

- **sous chargement complexe**:
c'est-à-dire pas seulement dans le cas symétrique (mode I pur).

Tout ce qui précède suffit à démontrer que dans un cas tridimensionnel, avec un chargement complexe en plasticité plus ou moins généralisée, les méthodes déduites de la mécanique linéaire de la rupture sont insuffisantes.

3–Méthodologie proposée

Tous les phénomènes que nous avons évoqués: amorçage, croissance stable, changement de forme d'une fissure semi-elliptique, bifurcation de la fissure sous chargement complexe, peuvent tous être considérés comme le résultat de l'endommagement qui se développe dans le matériau à la pointe de la fissure. Autrement dit, le métal très sollicité, situé à la pointe de la fissure subit alors une décohésion qui correspond à une croissance de la fissure.

Notre méthodologie peut se caractériser par les trois étapes suivantes:

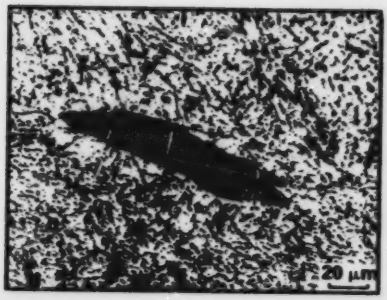
1) Caractérisation des mécanismes de décohésion dans le métal

Par exemple, la déchirure ductile est un processus en trois étapes. La première étape est la formation de cavités à partir des inclusions contenues dans le métal (fig. 1). Que les inclusions se cassent ou que l'interface inclusion-matrice soit rompu, il y a formation d'une cavité. Dans une seconde étape, ces trous grossissent sous l'action combinée des contraintes et des déformations (fig. 2). Enfin, et c'est la troisième étape, ces cavités coalescent pour former une fissure ductile et provoquer la décohésion locale (fig. 3). Une instabilité locale se produit entre trous.

La rupture par clivage est lui un processus à deux étapes. La première est la formation de microfissures de clivage, dont la taille moyenne est la grosseur du grain. La déformation plastique, et en particulier l'interaction entre une bande de glissement et les carbures disposés aux joints de grains, entraîne la rupture de carbures et la création d'une microfissure. Dans une deuxième étape, une de ces microfissures devient instable pour une valeur critique du chargement et entraîne la rupture finale.

2) Chaque étape du processus d'endommagement du matériau doit être modélisée dans le cadre de la mécanique des milieux continus

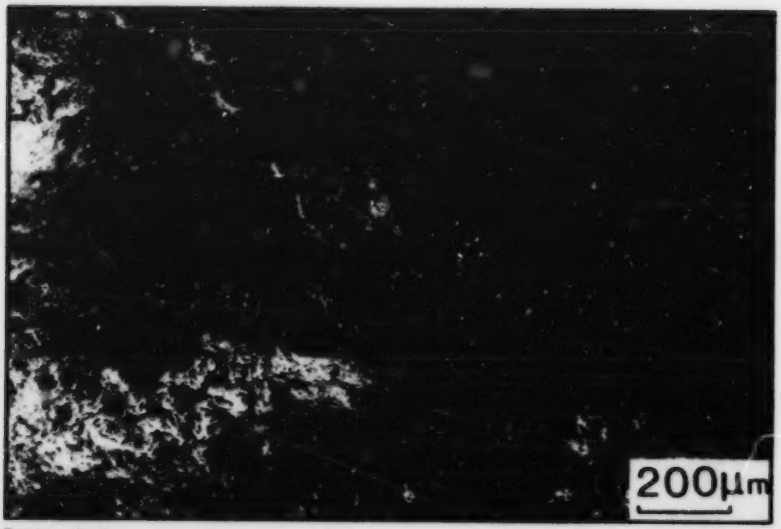
Si l'on veut fertiliser l'analyse physique de la première étape, c'est-à-dire porter un jugement sur une structure dans laquelle on a décelé un défaut, il est nécessaire de relier l'endommagement du matériau à



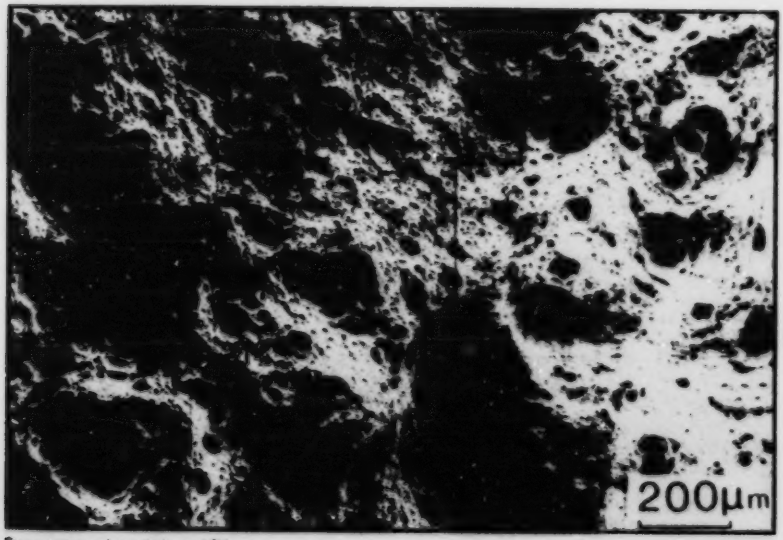
Traction en sens long

Traction en sens travers-court

Figure 1
Formation d'une cavité autour d'une inclusion.

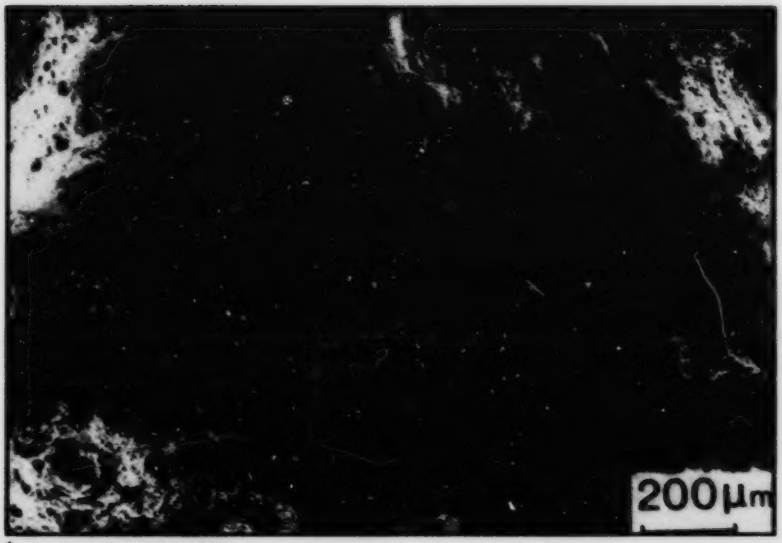


Traction simple.

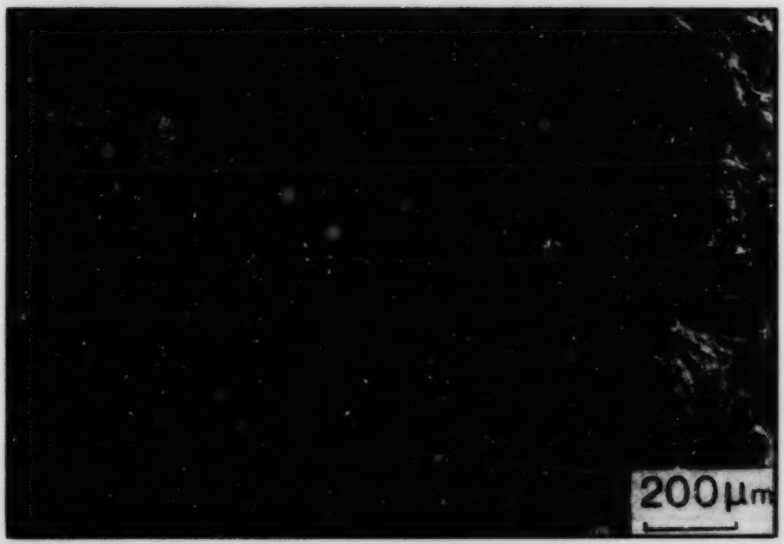


Eprouvette axisymétrique AE2

Figure 2
Croissement des cavités autour des inclusions.

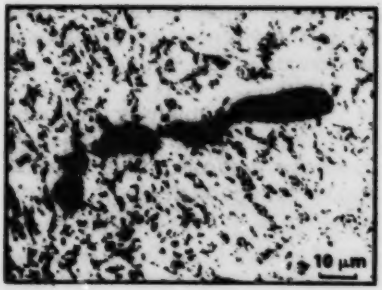


Éprouvette axisymétrique AE5

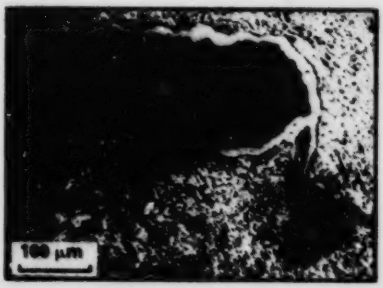


Éprouvette CT

Figure 2 (suite)
Croissement des cavités autour des inclusions.



Traction sens travers-court



Virole sens travers-court: raccordement de la fissure émoussée avec une cavité par cisaillement.

Figure 3
Coalescence des cavités.

l'histoire des contraintes et des déformations subies par l'élément de matière considéré.

Cette étape essentielle nous oblige à ne retenir que les principaux paramètres du mécanisme d'endommagement.

3) Intégration des modèles d'endommagement dans un programme de calcul élastoplastique des structures par éléments finis

Le principe est le suivant: dans une maille, le dépassement d'un certain critère relatif au type d'endommagement considéré, provoque la rupture de cette maille.

L'idée importante est que la dimension de la maille doit être représentative des micromécanismes de la rupture. Ainsi, dans le cas de la rupture ductile, une maille doit contenir statistiquement au moins une inclusion.

L'introduction de cette dimension caractéristique, nécessitée aussi par le gradient de déformation très intense à la pointe de la fissure, donne l'effet d'échelle.

La mise en oeuvre d'une telle approche demande la collaboration étroite des métallurgistes et des mécaniciens et une confrontation permanente entre les résultats d'expériences et les résultats de calculs.

La méthodologie ainsi définie peut traiter les problèmes tridimensionnels sous chargement complexe en plasticité généralisée puisque le calcul aux éléments finis fournit dans ces situations les contraintes et les déformations en tout point et que les fonctions de dommage ne dépendent que de l'histoire des contraintes et des déformations.

4–Mécanique linéaire élastique de la rupture

Les structures sont très souvent dimensionnées pour rester globalement élastiques pour la plupart des situations de fonctionnement. La plasticité se manifeste donc qu'en un nombre de régions limitées et il se peut qu'elle reste contenue même à la pointe d'une fissure. Dans ce cas, il est reconnu que les concepts attachés à la mécanique linéaire élastique de la rupture sont applicables. C'est pour cette raison que de nombreux outils sont développés pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes K_I, K_{II}, K_{III} et les intégrales de contour connues J et M.

4.1 Calculs des coefficients K_I, K_{II}, K_{III}

Comme le critère de rupture s'exprime par le fait que $K_I = K_{IC}$, il est obligatoire de pouvoir calculer l'évolution des facteurs d'intensité de contraintes en fonction de la sollicitation et en fonction du front de fissure. La solution qui consiste à effectuer des discrétisations très fines en pointe de fissure puis à calculer K_I, K_{II}, K_{III} par un passage élastique, à la limite n'est pas à retenir, car elle est trop coûteuse et trop incertaine.

Que l'on se serve des éléments finis ou des équations intégrales pour déterminer le champ des contraintes et des déformations qui existent au voisinage immédiat d'une pointe de fissure, la solution consiste à travailler avec des mailles qui comportent en elle-même la singularité en $1/\sqrt{r}$. On montre d'une façon rigoureuse qu'elle est obtenue lorsque, pour des mailles à 6 ou 8 noeuds, deux noeuds sont placés à une distance de la pointe de fissure égale au quart de la

longueur de la maille (figure 4). Par exemple, dans ce cas, le facteur d'intensité de contraintes K_I peut se mettre sous la forme:

$$K_I = \frac{E}{(1+\nu)\cos\theta/2\,(1-2\nu+\sin^2\theta/2)} \sqrt{\frac{\pi}{2r_3}}\,(-3u_1+4u_2-u_3)$$

Il ne s'exprime donc qu'en fonction des déplacements des noeuds situés directement derrière la fissure. La rigueur et la simplicité de cette méthode qui s'applique également aux modes II et III en font un outil important pour déterminer dans le cas de l'élasticité: soit les contraintes et les déformations au voisinage d'une point de fissure, soit les coefficients d'intensité de contraintes.

4.1.1 Étude d'un cas bidimensionnel

Même quand il existe une démonstration rigoureuse de la détermination des coefficients d'intensité de contraintes K_I, K_{II} ou K_{III} par une technique numérique, il est souhaitable de comparer les valeurs obtenues aux valeurs théoriques. Notre choix s'est porté sur le champ de contraintes et des déformations qui se crée au voisinage d'une fissure, car il existe des solutions théoriques en mode I et en mode II.

Pour la solution, nous utilisons la méthode de Westergaard qui consiste à résoudre les équations d'équilibre de la plaque infinie fissurée grâce aux fonctions d'Airy, ce qui revient dans le cas d'un problème à deux dimensions à chercher une fonction biharmonique.

La discrétisation de la plaque est donnée figure 5. La comparaison des résultats théoriques et numériques est donnée:

Pour le cas d'une sollicitation mécanique:

- figure 6 lorsqu'une contrainte σ est appliquée,
- figure 7 pour un cisaillement τ.

Pour la combinaison d'une sollicitation mécanique avec un chargement thermique figures 8 et 9.

4.1.2 Étude d'un cas tridimensionnel

Supposons que nous cherchions à déterminer l'évolution du coefficient d'intensité K_I sur les fronts d'une fissure bande située à l'intérieur d'un milieu multiperforé. Il n'existe naturellement aucune formulation analytique qualifiée qui permette de connaître la valeur de K_I. La méthodologie que nous venons de décrire s'applique donc.

Le pas du milieu perforé est donné figure 10 ainsi que le volume final retenu pour l'étude. La figure 11 précise les conditions aux limites imposées et le chargement appliqué.

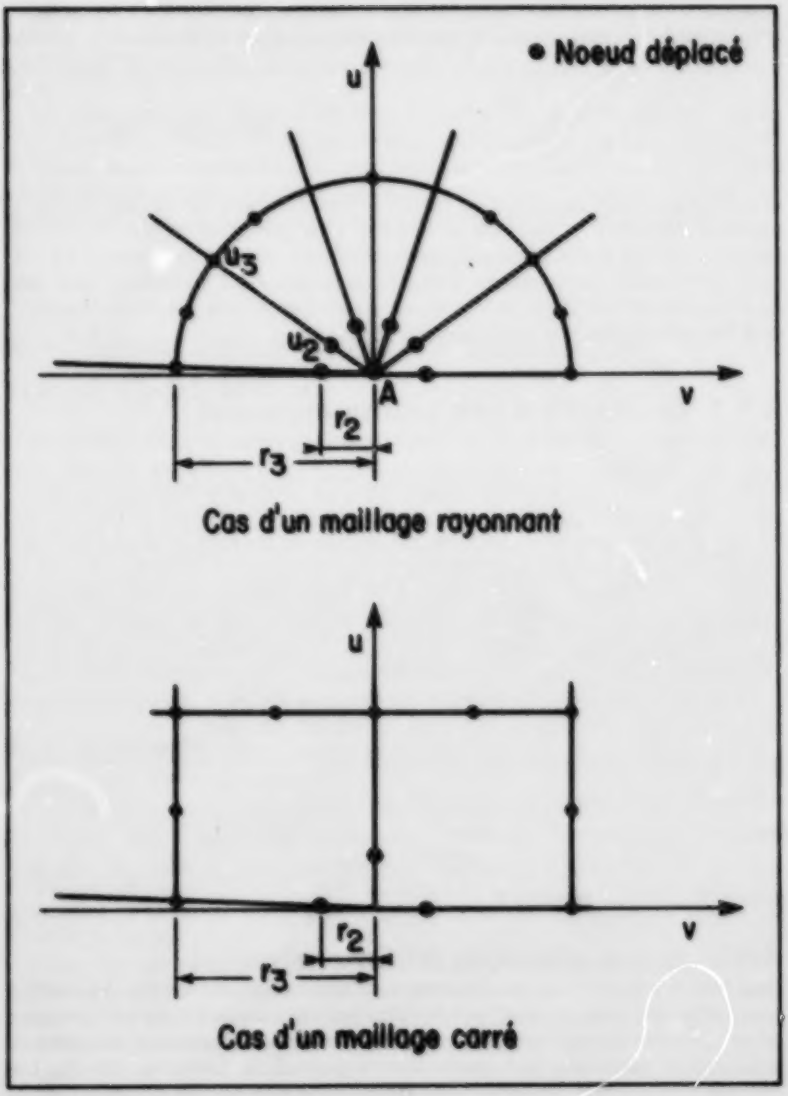


Figure 4
Mailles singulières à la pointe d'une fissure. Cas bidimensionnel.

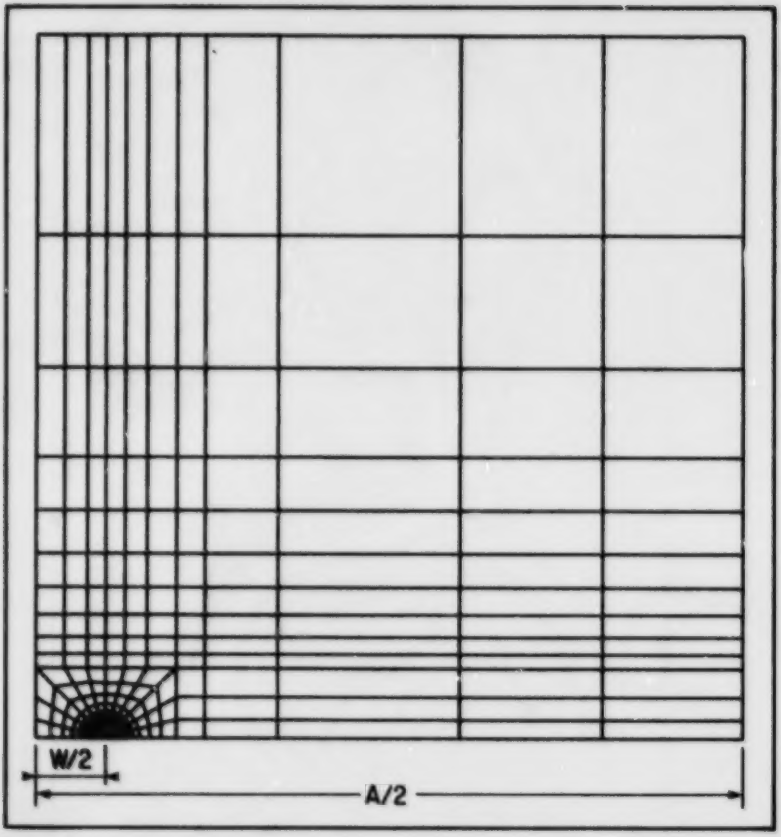


Figure 5
Plaque à fissure centrée — discrétisation.

La discrétisation donnée figure 12 montre que toutes les mailles qui forment la fissure sont des mailles singulières. L'évolution de K_I en fonction de R est donnée figure 13.

Dans ce cas précis, les calculs numériques montrent qu'une solution analytique approchée fournit avec une bonne précision les valeurs ponctuelles du facteur K_I et de sa variation le long des fronts de la fissure.

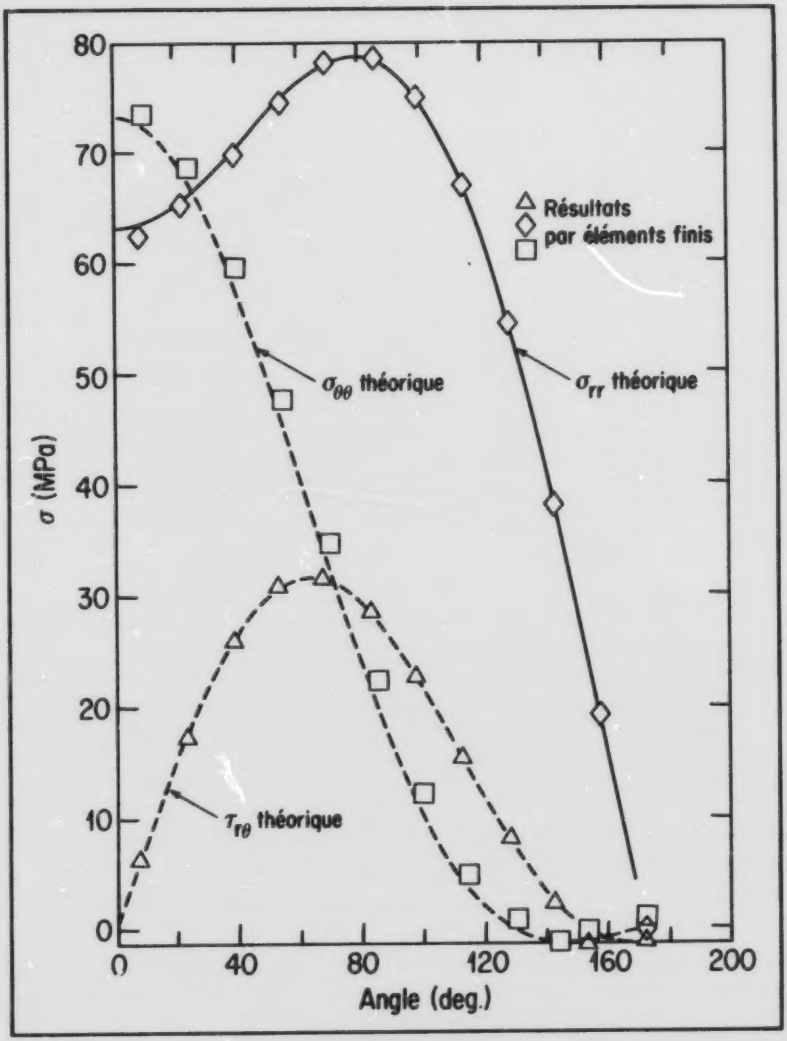


Figure 6
Plaque à fissure centrée, mode I. Distribution des contraintes à une distance 0,030 mm de la pointe.

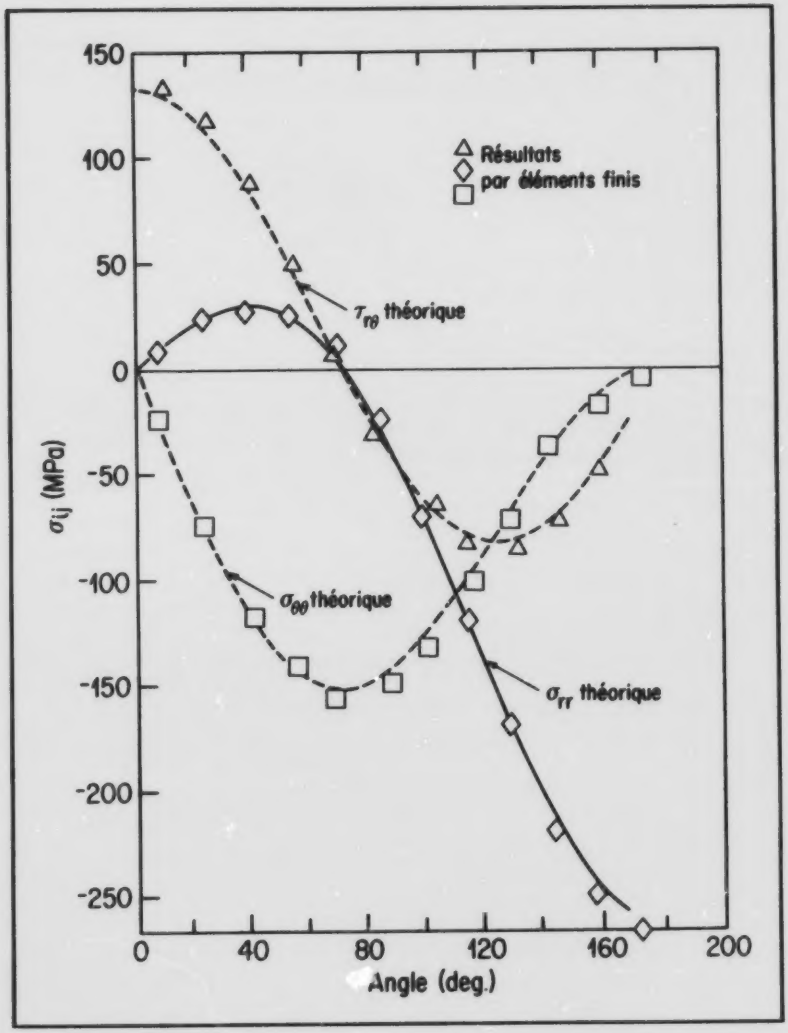


Figure 7
Plaque à fissure centrée, mode II. Distribution des contraintes à une distance 0,030 mm de la pointe.

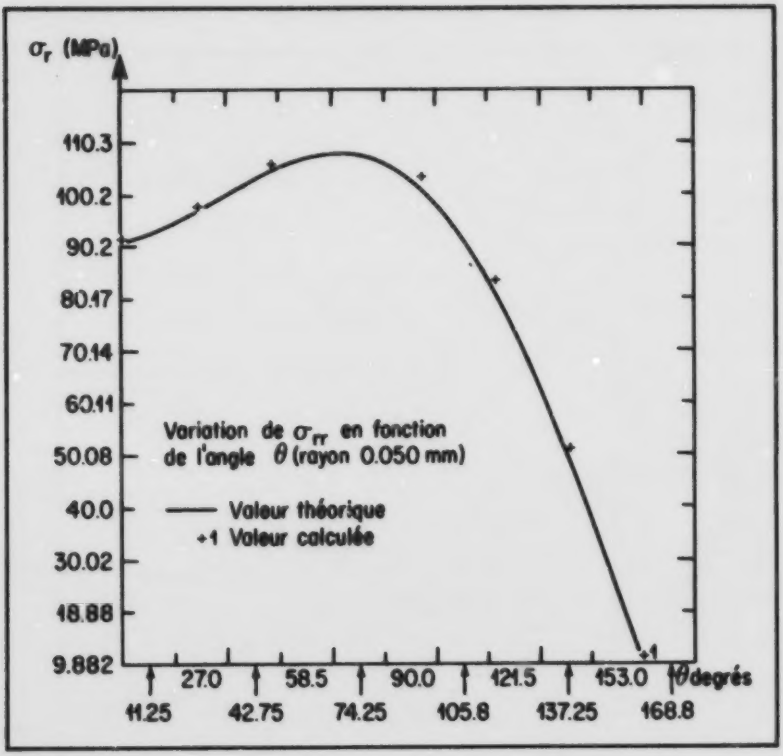


Figure 8
Plaque à figure centrée. Cas d'une sollicitation mécanique avec un chargement thermique.

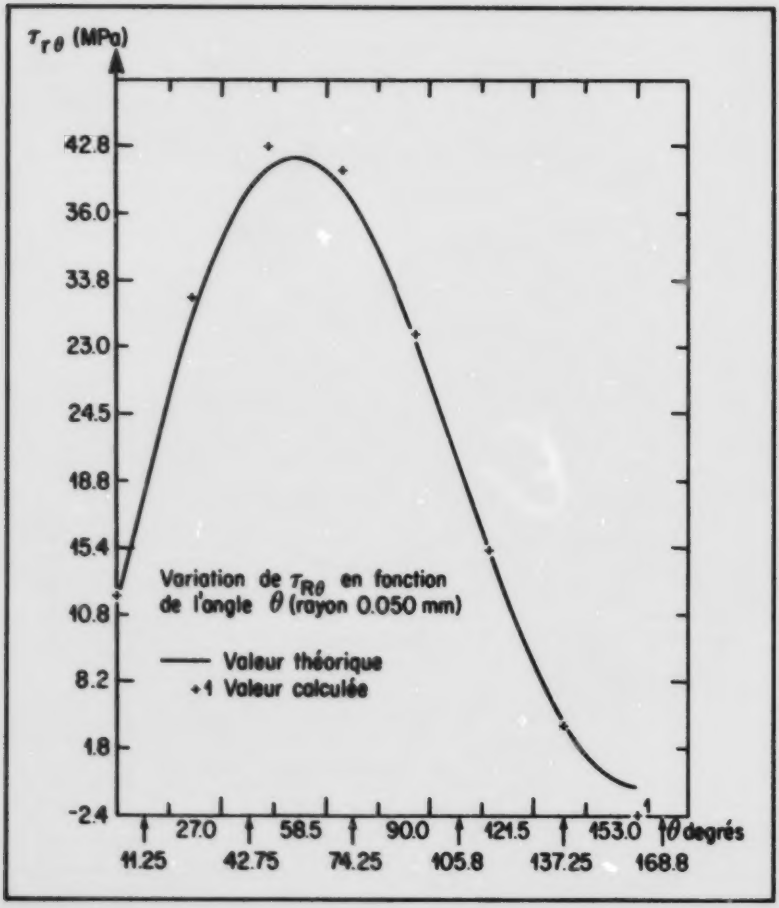


Figure 9
Plaque à figure centrée. Cas d'une sollicitation mécanique avec un chargement thermique.

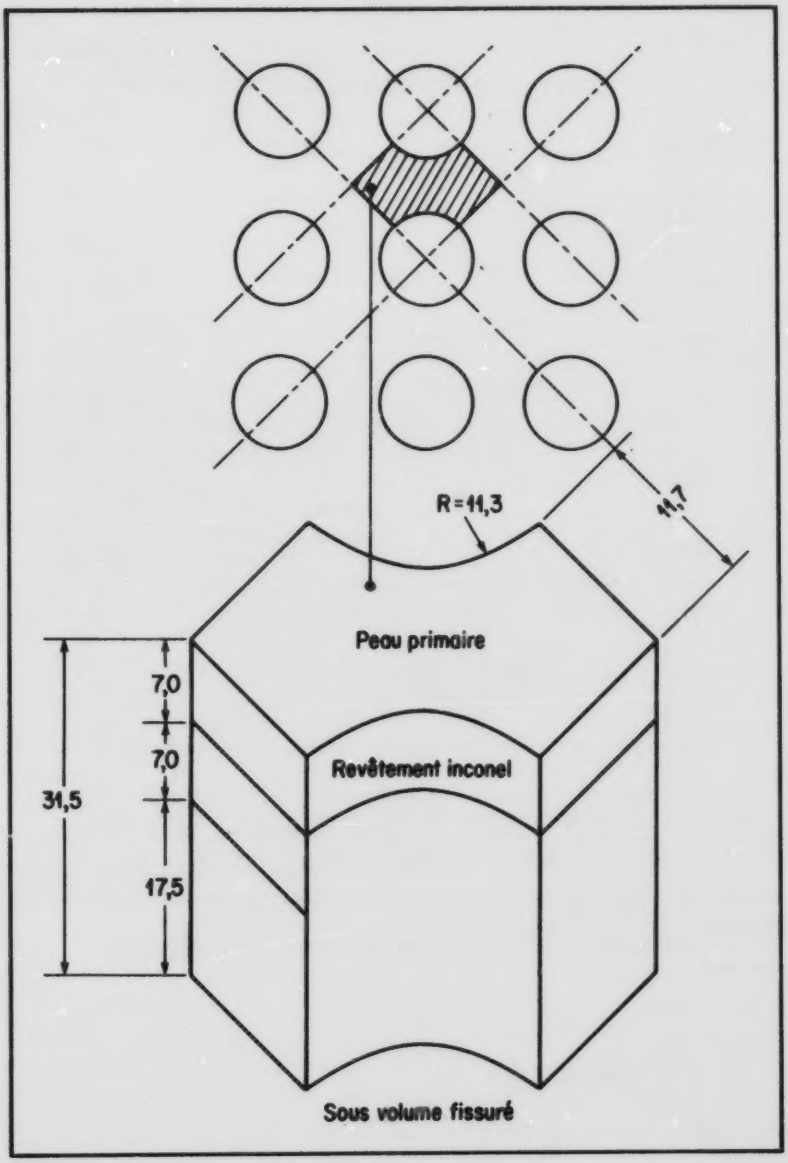


Figure 10
Volume élémentaire représentatif d'un milieu multiperforé.

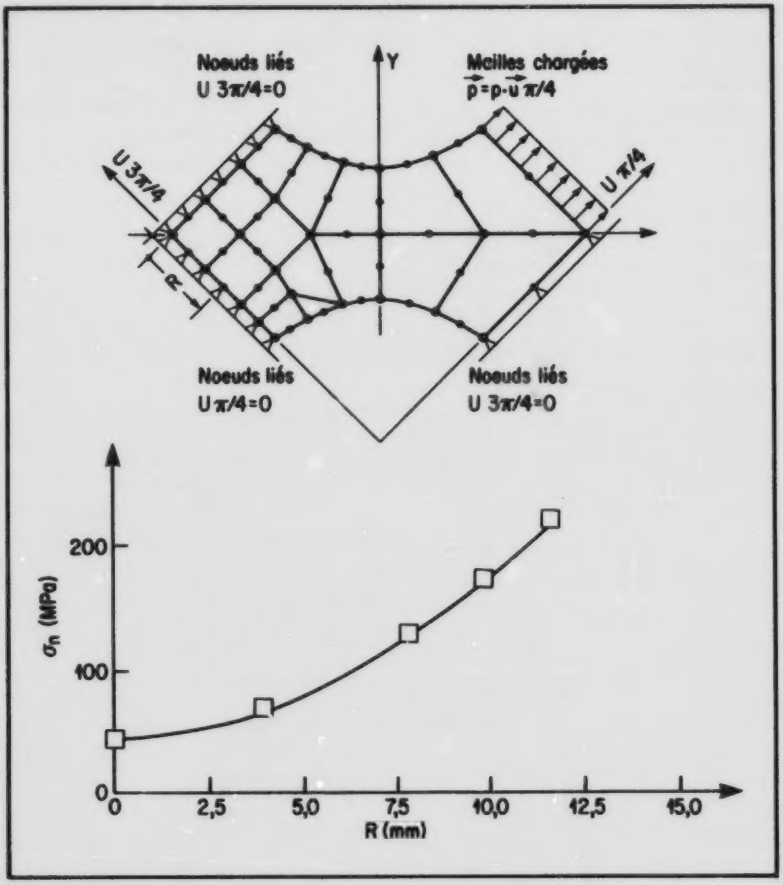


Figure 11
Conditions aux limites et chargement imposé. (Volume élémentaire représentatif d'un milieu multiperforé.)

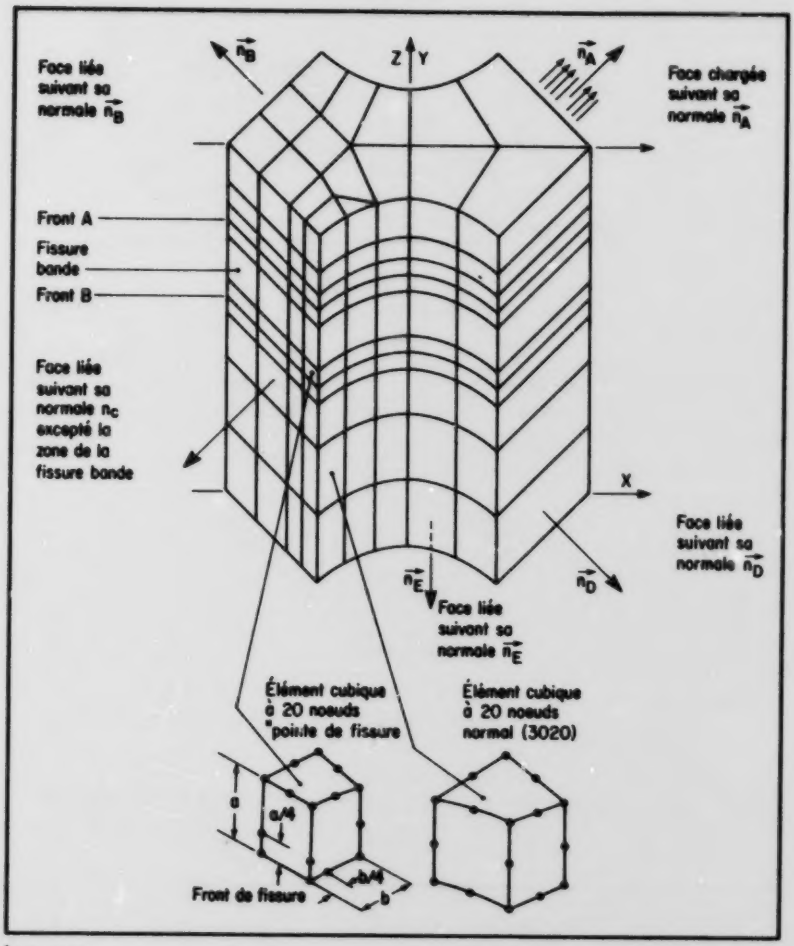


Figure 12
Modèle de calcul tridimensionnel.

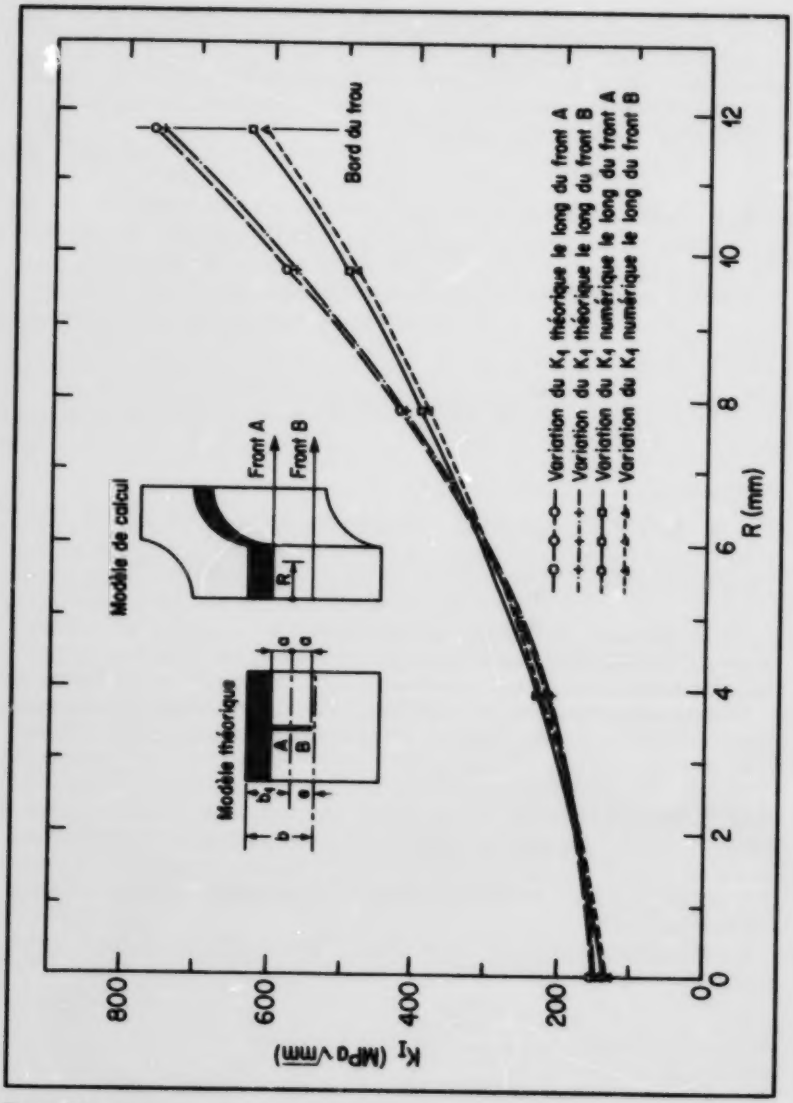


Figure 13
Évolution du coefficient K_I le long du front de fissure. Cas tridimensionnel.

4.2 Calculs de l'intégrale J et l'intégrale M

Avant de présenter quelques résultats d'évolution de ces deux intégrales de contour qui définissent la singularité en pointe de fissure, nous rappelons leur formulation en ne nous attardant pas sur celle de l'intégrale J fort connue maintenant.

4.2.1 Intégrale J

Cette intégrale de contour introduite par J.R. Rice permet de mesurer l'énergie de rupture du matériau. Applicable dans des situations géométriques strictement bidimensionnelles, elle s'écrit:

$$J = \int_\Omega W dy - t \cdot \frac{du}{dx_1} ds$$

où W est la densité d'énergie de déformation,

$$W(\varepsilon) = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij}\, d\varepsilon_{ij}$$

En élasticité, Rice a montré que:

$J = (1 - \nu^2) \cdot \left(\frac{K_I^2}{E} \right)$ en déformation plane,

formule très commode pour vérifier les applications numériques.

Une littérature abondante existe sur cette intégrale de contour, aussi nous nous contenterons de montrer quelques résultats numériques obtenus lorsque la fissure progresse ou non.

Mentionnons cependant que, de plus en plus, on utilise le critère de rupture J_{IC} et qu'elle sert également à l'étude de la propagation stable.

4.2.2 Intégrale M (Travaux de FM Beremin)

Cette intégrale de contour a été introduite avec son interprétation énergétique par Budianski et Rice [5]. Elle mesure la variation d'énergie potentielle d'une fissure lorsque celle-ci subit une homothétie infiniment petite.

En trois dimensions, sur une surface S entourant un volume V, cette intégrale s'écrit:

$$M = \int_S \{W x_i u_i - T_j u_{j,i} x_i - (\frac{2}{m} - 1) T_i u_i\} ds$$

avec i = 1, 2, 3

W = densité d'énergie de déformation (homogène de degré m).

Dans les cas qui nous préoccupent, la géométrie est axisymétrique et le reste lorsque la fissure se propage. Cette propriété de symétrie a plusieurs conséquences importantes sur l'utilisation de l'intégrale M:

1) l'interprétation énergétique permet d'écrire:

$$M = -2\pi R^2 \frac{dP}{dS} = 2\pi R^2 G$$

où P est l'énergie potentielle, dS l'aire créée par la fissuration et G la force d'extension de fissure (− dP/dS).

2) l'intégrale de surface appliquée à un torre se transforme en une intégrale curviligne dans le plan méridien:

$$M = 2\pi \int x_1 \{W x_i n_i - T_j u_{j,i} x_i - (\frac{3}{m} - 1) T_i u_i\} dl$$

C'est cette dernière formule qui est utilisée pour les calculs numériques.

4.2.3 Calculs numériques de l'intégrale M et J

Du point de vue numérique, comme dans tous les calculs d'intégrales de contour, il est difficile d'obtenir en chaque point de calcul à la fois les déplacements, les contraintes et les déformations.

En effet, les premiers sont connus aux noeuds du réseau, les seconds aux points d'intégration des mailles. Il faut donc interpoler (ou moyenner) pour tout connaître aux noeuds car nous adoptons l'hypothèse que les contours choisis passent par les sommets des mailles.

Une difficulté supplémentaire apparaît dans le cas de l'intégrale M. Elle provient du terme m. En effet, dans le cas qui nous préoccupe, la loi de comportement $\sigma_{eq} = f(\varepsilon_{eq})$ qui relie les contraintes équivalentes aux déformations de Von Mises n'est pas homogène de degré (m − 1). Pour éviter des intégrales de surface lourdes à manier, il faut choisir judicieusement m en vérifiant que l'erreur commise est acceptable. Notre choix s'est porté sur une méthode commode pour le traitement automatique;

on obtient donc une valeur de m pour chaque point du contour.

$$m = \frac{\sigma \cdot \theta}{W}$$

4.2.4 Applications numériques

Malgré la restriction faite précédemment, les éléments finis permettent de calculer aisément les deux intégrales de contour J et M. La précision atteinte est de l'ordre de quelques pourcents si deux précautions sont prises:

- les contours ne sont pas trop rapprochés de la pointe de la fissure,
- les calculs sont arrêtés lorsque la plasticité devient trop envahissante.

Évolution de J ou de M avant amorçage

En fonction d'un déplacement imposé, nous donnons l'évolution de J pour une éprouvette de flexion 3 points W_{60} et W_{140} (fig. 14 et 15), puis l'évolution de l'intégrale M en fonction d'un déplacement imposé pour une éprouvette axisymétrique fissurée. Pour ce dernier cas, nous montrons comment la valeur de M varie en fonction de sa proximité de la pointe de fissure (figure 16).

Évolution de J après amorçage

Un calcul numérique de progression de fissure ayant été effectué [6], il est possible de tracer l'évolution de l'intégrale J (pour un contour donné) en fonction de celle du COD. Dans les applications numériques, la valeur du COD est prise égale aux déplacements des points situés derrière la pointe de fissure (400 ou 500 μm), (figure 17).

Nous voyons que la dépendance de J avec le COD est assez bien vérifiée.

Conclusion

Sans un très gros investissement, il est possible grâce aux techniques numériques de déterminer avec une excellente précision des facteurs d'intensité de contraintes K_I, K_{II}, K_{III}, quelque soit la structure ou le front de fissure. Les dimensions des mailles dites singulières qui servent à cette détermination peuvent même avoir des dimensions notables, ce qui diminue énormément le coût des calculs.

Enfin, grâce aux possibilités de calcul d'intégrale de contour J (ou M), nous avons soit accès aux variations de J en fonction de la progression Δa d'une fissure, soit aux valeurs de $\Delta J/\Delta a$ qui peuvent intervenir dans différentes théories de résistance des structures fissurées.

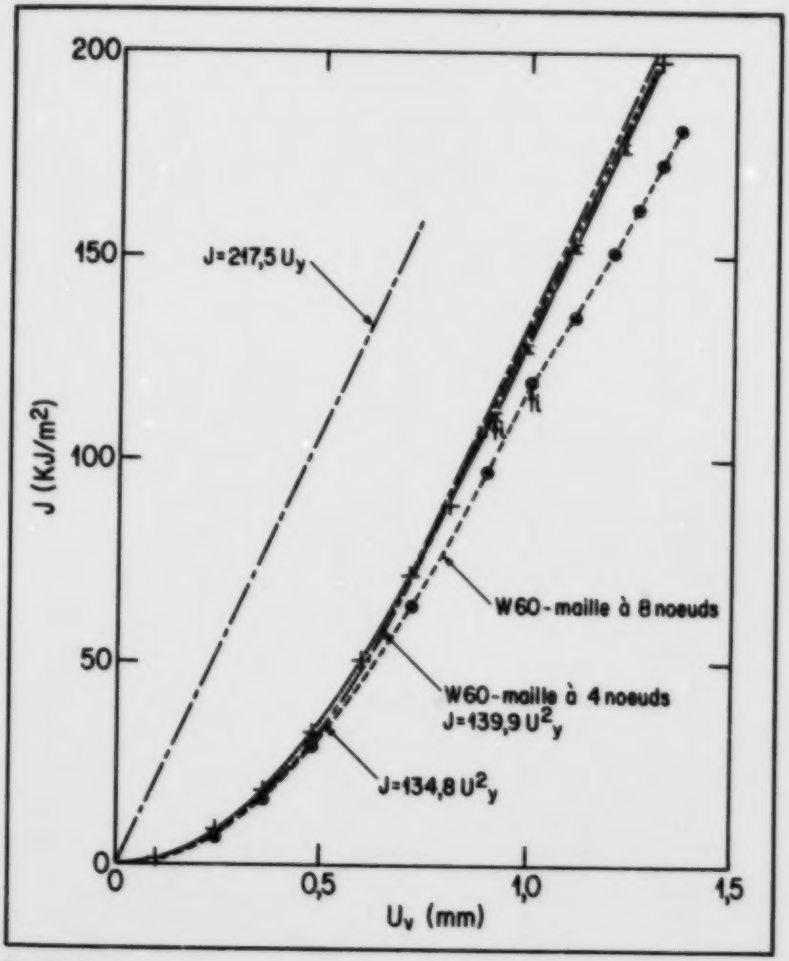


Figure 14
Éprouvette de flexion 3 points, W_{60}. Évolution de l'intégrale J en fonction du déplacement imposé.

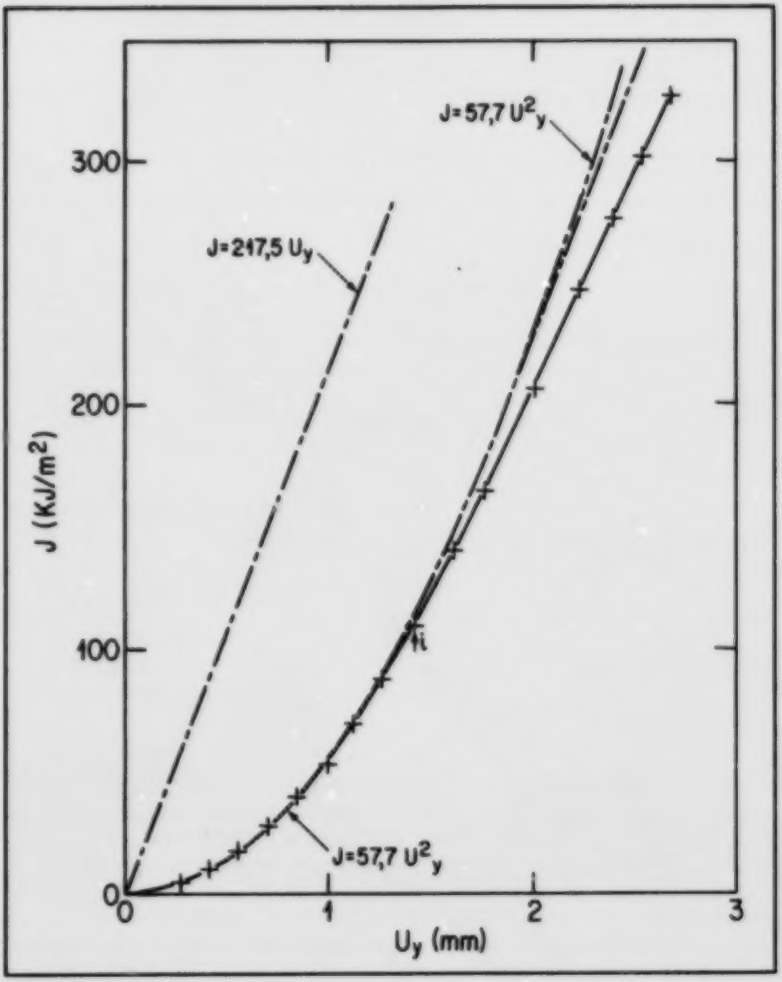


Figure 15
Éprouvette de flexion 3 points, W_{140}. Évolution de l'intégrale J en fonction du déplacement imposé.

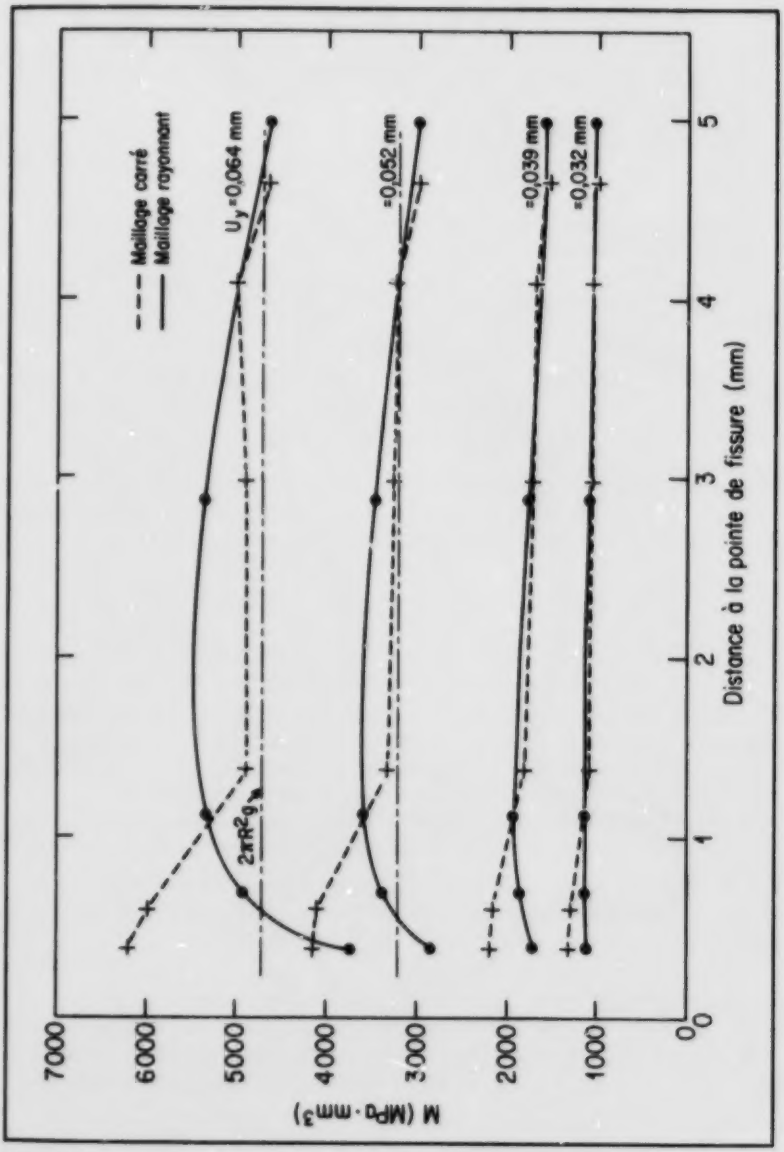


Figure 16
Éprouvette axisymétrique fissurée. Variation de l'intégrale M.

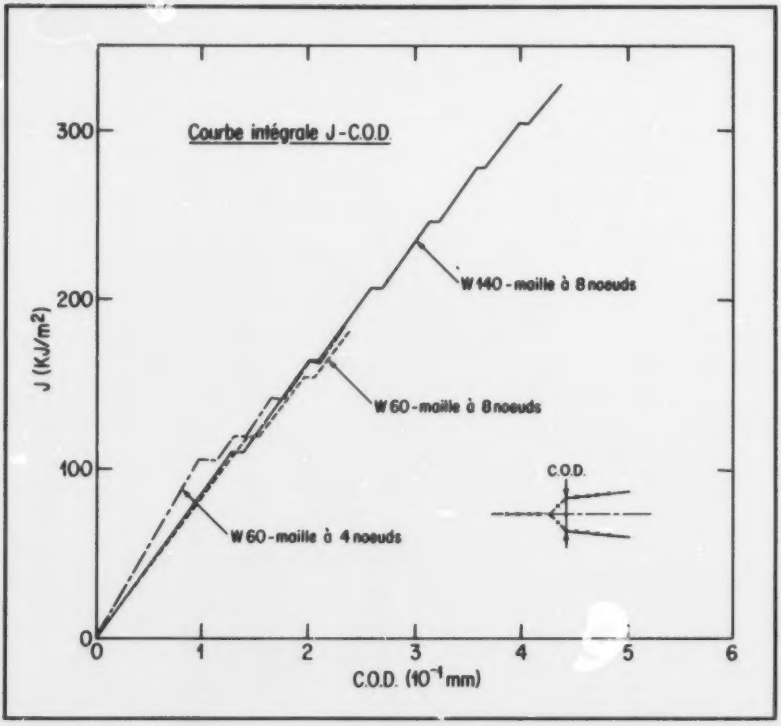


Figure 17
Éprouvettes de flexion 3 points. Variation de l'intégrale J en fonction du COD (Calculs numériques avec progression de fissure).

5–Mécanique de la rupture (Travaux FM Beremin)

5.1 Déchirure ductile

Dans un paragraphe précédent, nous avons détaillé notre approche basée sur la notion de l'endommagement qui se développe dans le matériau à la pointe d'une fissure. Ici, nous présentons les travaux expérimentaux et numériques qui conduisent à qualifier l'outil de calcul et à acquérir une bonne connaissance des phénomènes.

5.1.1 Méthodologie

L'étude de la rupture ductile se fait en deux étapes:

Première étape

On calcule les contraintes et les déformations dans des éprouvettes dont la simulation numérique ne pose aucune difficulté. L'éprouvette retenue est l'éprouvette axisymétrique entaillée et son choix s'est imposée pour quatre raisons:

- c'est une éprouvette structure, c'est-à-dire que l'état de contraintes dans l'entaille est multiaxial. Trop souvent, les fonctions de dommage sont définies à partir d'essais uniaxiaux sur éprouvettes lisses et on ne sait pas comment les généraliser aux situations multiaxiales.

- c'est une éprouvette bidimensionnelle puisque axisymétrique, ce qui diminue notablement le coût des calculs aux éléments finis. Au contraire, les éprouvettes plaques utilisées habituellement (éprouvette CT, flexion 3 ou 4 points, éprouvette Charpy V . . .) ont un état de contrainte intermédiaire entre contraintes planes et déformations planes et nécessitent un calcul tridimensionnel très coûteux.

- la triaxialité des contraintes σ_m ($\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$) est un paramètre essentiel dans le processus d'endommagement ductile et elle peut être facilement modifiée en changeant la valeur du rayon d'entaille ρ.

- enfin, l'amorçage d'une fissure peut selon la profondeur des entailles se produire soit au centre des éprouvettes, soit au fond de l'entaille, ce qui permet une vérification précise du critère d'endommagement et sa détermination critique.

Seconde étape
Les fonctions de dommage sont appliquées à la pointe d'une fissure pour simuler les phénomènes d'amorçage, de propagation stable et d'instabilité finale de la fissure. L'effet d'échelle est pris en compte par la dimension à la pointe de la fissure.

L'amorçage du défaut se produit au chargement pour lequel le critère de rupture dans une maille est atteint. Quand le critère est atteint, la maille de tête est délimitée; la méthode actuelle consiste à relâcher les noeuds du fond de fissure dans le premier élément situé devant la fissure. Il faut ensuite vérifier à la fin du processus de relâchement plastique pas à pas, si le critère est atteint dans l'élément qui vient d'être promu à la nouvelle pointe de fissure. Si le critère est atteint, il faut relâcher à nouveau les forces aux noeuds de la nouvelle pointe de fissure; sinon, on augmente le chargement jusqu'à vérifier le critère de rupture. On simule ainsi la propagation d'une déchirure ductile.

5.1.2 Calcul des fonctions de dommage

On cherche à établir trois fonctions de dommage: décohésion des inclusions, croissance des trous, instabilité finale entre trous.

Décohésion des inclusions
Les inclusions sont des inclusions de sulfure de manganèse (MnS); elles sont composées d'un coeur (l'alumino-silicate enrobée de sulfure de manganèse). Cette structure est due à l'élaboration en acierie et notamment à la phase de désoxydation.

La confrontation des courbes de décohésion expérimentales et des résultats de calculs permet de connaître les conditions mécaniques produisant la décohésion des inclusions.

Le critère généralement admis est celui d'une contrainte normale critique qui provoque la rupture soit de l'inclusion, soit de l'interface inclusion-matrice. L'examen des inclusions montre qu'en sens long, leur rupture se fait près du coeur alumino-silicate et qu'en sens travers, il y a plutôt rupture de l'interface inclusion-matrice. La contrainte critique dépend donc du sens de sollicitation.

De plus, le calcul aux éléments finis est fondé sur les équations de la mécanique des milieux continus homogènes; on n'a donc pas accès aux contraintes locales dans l'inclusion ou à l'interface inclusion-matrice.

Néanmoins, on peut penser, à la suite d'A.S. Argon que cette contrainte normale locale doit être reliée à la plus grande contrainte principale dans la matrice Σ_1 (ou à la triaxialité des contraintes σ_m dans la matrice) et à la contrainte équivalente de Von Mises dans la matrice. La contrainte locale résulte en effet de la concentration de contraintes et de déformations au voisinage de l'inclusion, du fait des caractéristiques mécaniques différentes de l'inclusion et de la matrice.

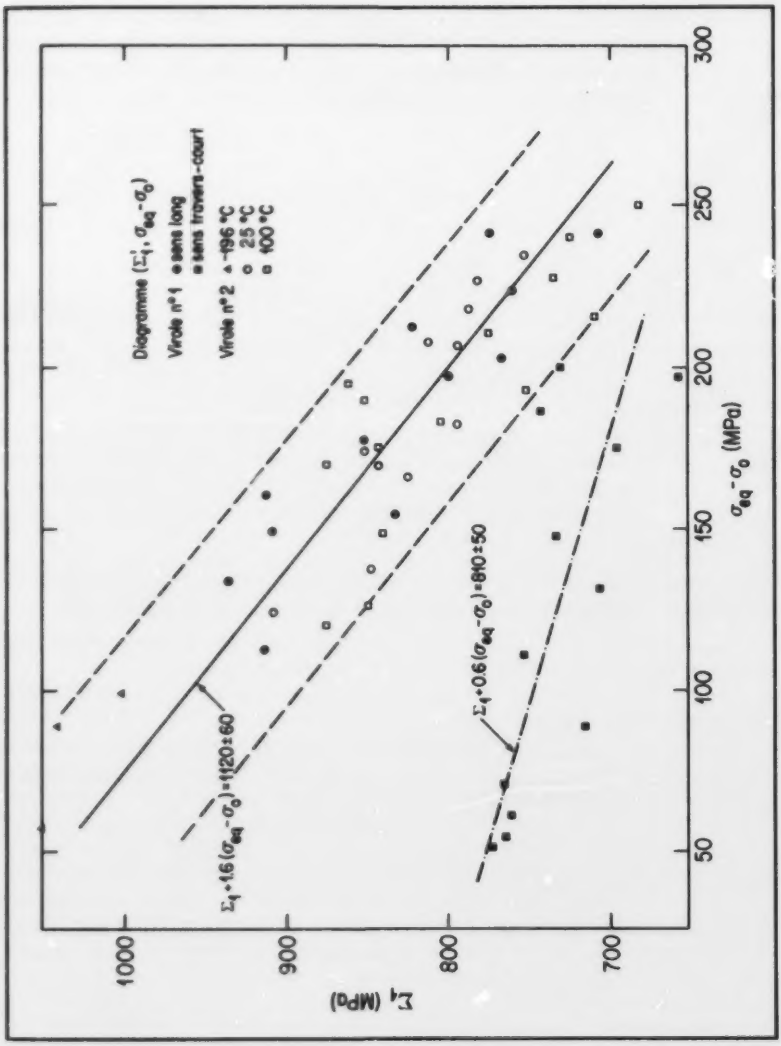


Figure 18
Exploitation des résultats de décohésion.

F. Mudry et A. Pineau ont montré qu'il existe une bonne corrélation entre les courbes limites de décohésion et le calcul des contraintes et déformations dans un diagramme ($\Sigma_1, \sigma_{eq} - \sigma_o$) (fig. 18) où σ_o désigne la limite d'élasticité et permet d'intégrer l'effet de la température dans le modèle:

— sens long	$\Sigma_1 + 1{,}6\,(\sigma_{eq} - \sigma_o) = 1120 \pm 60$ MPa
— travers court	$\Sigma_1 + 0{,}6\,(\sigma_{eq} - \sigma_o) = 810 \pm 50$ MPa

Cette équation peut s'interpréter comme une contrainte critique à l'intérieur de l'inclusion. En effet, la contrainte dans l'inclusion sera égale à celle dans la matrice (Σ_1) plus un terme d'intensification lié à la déformation plastique de la matrice qui est ici de 1,6 ($\sigma_{eq} - \sigma_o$). En ce qui nous concerne, nous considérons que l'étude de la décohésion des inclusions est terminée. Elle aura montré que:

— une formulation du type $\Sigma_1 + k(\sigma_{eq} - \sigma_o) = \sigma_c$ est adéquate, où σ_c est une contrainte critique et k est un coefficient numérique: dans l'acier que nous avons étudié $\sigma_c = 1120$ MPa et $k = 1{,}6$ en sens long. De plus, σ_c et k sont en première approximation indépendants de la température.

— à la pointe de la fissure, la triaxialité des contraintes est suffisante pour que la décohésion se fasse pratiquement immédiatement.

— la différence de ductilité en long et en travers court ne peut donc pas s'expliquer par la décohésion des inclusions.

Croissance des trous

Cette étape est purement mécanique; Rice et Tracey ont proposé pour la croissance d'un trou sphérique de rayon R, dans un milieu rigide parfaitement plastique la loi suivante:

$$\frac{dR}{R} = 0{,}28\, d\varepsilon_{eq} \exp\left(1{,}5 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_o}\right)$$

où $d\varepsilon_{eq} = \sqrt{2/3\, d\varepsilon_{ij}\, d\varepsilon_{ij}}$

$\sigma_m = 1/3\,(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$

σ_o est la limite d'élasticité.

Il faut noter que cette loi suppose que le trou est et demeure sphérique, alors que les inclusions sont plutôt des ellipsoïdes. Elle néglige l'écrouissage du matériau, l'interaction entre trous et continue à traiter le matériau comme un milieu continu et néglige donc l'effet de la porosité.

Il nous a semblé important de préciser le rôle de l'écrouissage. En nous inspirant d'un calcul de R. Hill sur l'expansion d'un réservoir sphérique, nous avons obtenu la loi suivante:

$$\frac{dR}{R} = 1/2\ (c/a)^3\ d\varepsilon_{eq}$$

où c/a est donnée par l'équation implicite:

$$0{,}28\ exp\left(1{,}5\ \frac{m}{\sigma_o}\right) = 1/2\ (c/a)^3\ exp\left\{2\int_1^{c/a} \frac{3}{2\sigma_o} \cdot \frac{H\left(\frac{2}{3}\ Ln\ \frac{t^3}{t^3-1}\right)}{t}\ dt\right\}$$

Cette équation différentielle est résolue par la méthode de Runge – Kutta d'ordre 4, l'équation implicite est résolue de façon itérative. La figure 19 présente le résultat obtenu pour $\sigma_m/\sigma_{eq} = 2{,}5$.

On constate que l'allure générale des deux lois est la même (mais il y a un écart croissant quand la triaxialité augmente). Un programme expérimental avec un composé fritté à partir de poudre de A 508 bas soufre et d'inclusions rondes d'alumine Al_2O_3 va être développé à l'École des Mines de Paris pour vérifier expérimentalement ces lois de crcissance des trous.

Instabilité entre trous

Ce stade est nettement moins bien connu que les précédents, en particulier, la coalescence des cavités ne se fait pas dans le A 508 par striction interne des pédoncules séparant les trous mais est due à des bandes de cisaillement entre trous. En particulier, les carbures semblent jouer un rôle important dans la formation de ces bandes de cisaillement; deux populations de cupules sont présentes: l'une a pour origine les inclusions de sulfure de manganèse et l'autre est composée de très petites cupules de taille sensiblement uniforme ayant pris vraisemblablement naissance autour des carbures. L'observation des surfaces de rupture montre que la taille moyenne des cupules provenant d'inclusions de MnS augmente avec la triaxialité; il semble que les cavités croissent énormément au moment de l'instabilité finale et que cette croissance dépende du taux de triaxialité. On utilise pour l'instant le critère simplifié d'une croissance critique de trous, (R/Ro) critique.

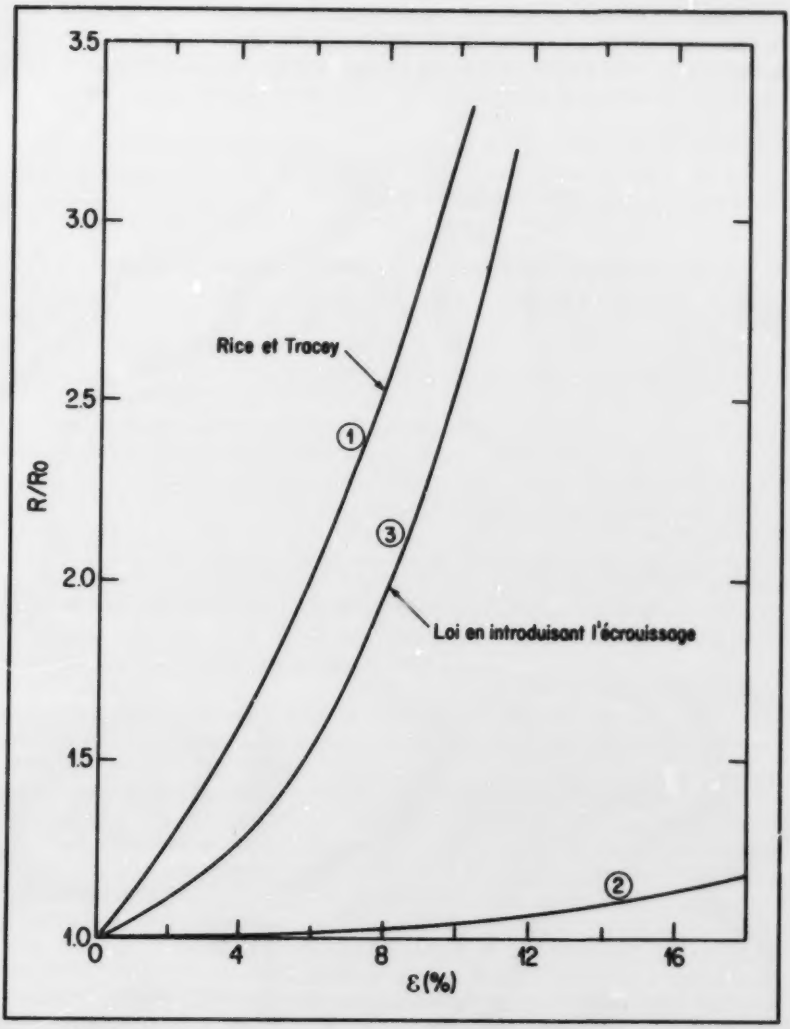


Figure 19
Évolution de R/Ro pour le rapport k = 2,5.

5.1.3 Application à l'évolution d'une fissure

Une étude de faisabilité numérique a été réalisée sur des éprouvettes de flexion trois points [6] calculées en déformation plane, pour un matériau élastique parfaitement plastique (σ_o = 520 MPa). Une modélisation simplifiée des trois étapes de la rupture ductile a été adoptée.

1) Les inclusions sont déconsolidées dès que la limite d'écoulement du matériau est atteinte; cette hypothèse est d'ailleurs justifiée car, compte tenu des fortes triaxialités présentes à la pointe d'une fissure, la phase de déconsolidation des inclusions est négligeable.

2) Les cavités croissent suivant la loi de Rice et Tracey intégrée pas à pas au cours du chargement.

3) La coalescence des cavités est représentée par un taux de croissance critique.

Lorsque le critère est atteint dans le volume caractéristique choisi, (maille carrée de 0,2 mm de côté), ce volume est détruit par la technique de relâchement des noeuds. Cette étude a permis de montrer les points suivants:

- une approche de ce type est réalisable: on sait simuler numériquement la croissance stable d'une fissure.
- un critère de rupture basé sur la croissance des trous est en accord qualitatif avec tous les résultats physiques connus.
- le modèle est peu dépendant des techniques de calcul utilisées (type de mailles, taille des mailles, mode de relaxation choisi).

Dans le but de qualifier définitivement ce critère, on a choisi l'éprouvette axisymétrique fissurée. Cette éprouvette a l'avantage d'être bidimensionnelle et de rompre de façon instable après une première phase de croissance stable, dans une expérience de traction à déplacement imposé. Au contraire, les éprouvettes type CT ou flexion 3 points n'ont pas de rupture instable sous déplacement imposé. Le centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris a montré qu'on pouvait obtenir une préfissuration annulaire en adoptant une méthode de préfissuration des éprouvettes en flexion rotative à flèche imposée. Ensuite, avec un alignement très soigné de la ligne d'amarrage, on obtient une propagation stable annulaire de la fissure. La figure 20 présente la courbe force-déplacement obtenue numériquement et expérimentalement; on constate un très bon accord. Les figures 21 à 23 représentent les zones plastiques pour différentes étapes de chargement. En particulier, la figure 22 correspond à la charge limite de l'éprouvette, le critère de rupture étant exprimé en termes de contraintes et de déformations près de la pointe de la fissure; en particulier, avant l'amorçage, le fond de la fissure s'émousse. La figure 23 représente le fond de fissure juste avant l'amorçage. Il faut noter

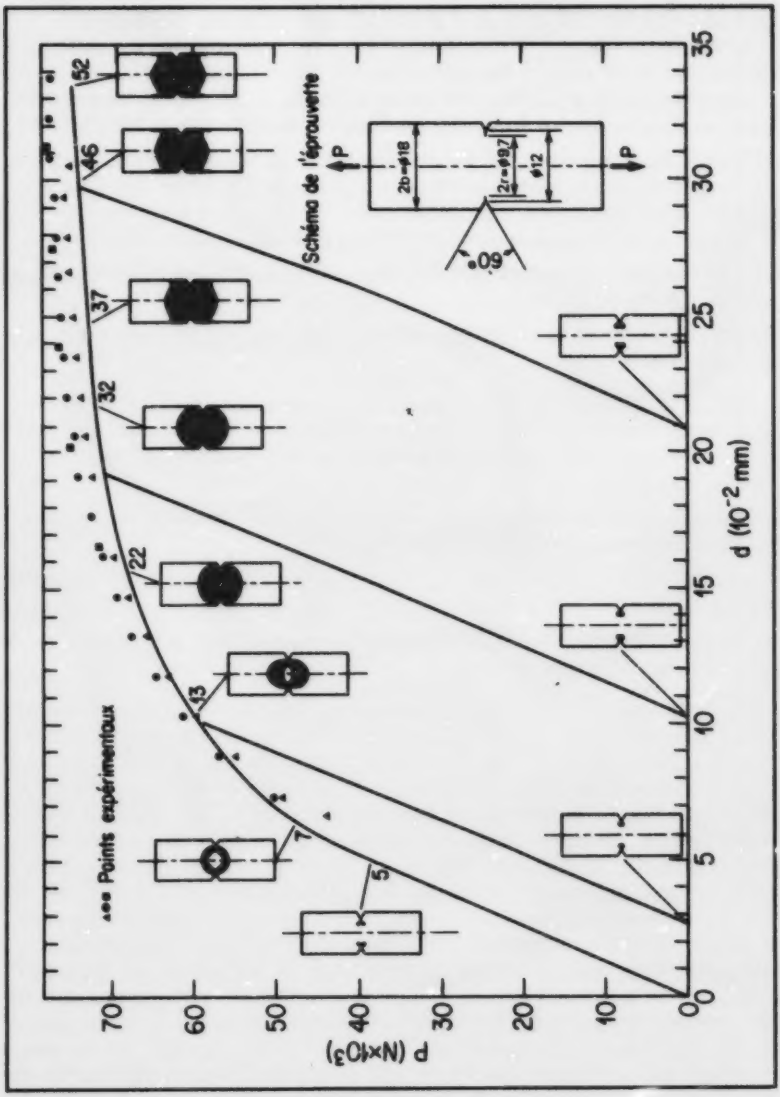


Figure 20
Éprouvette axisymétrique fissurée. Courbe force — déplacement.

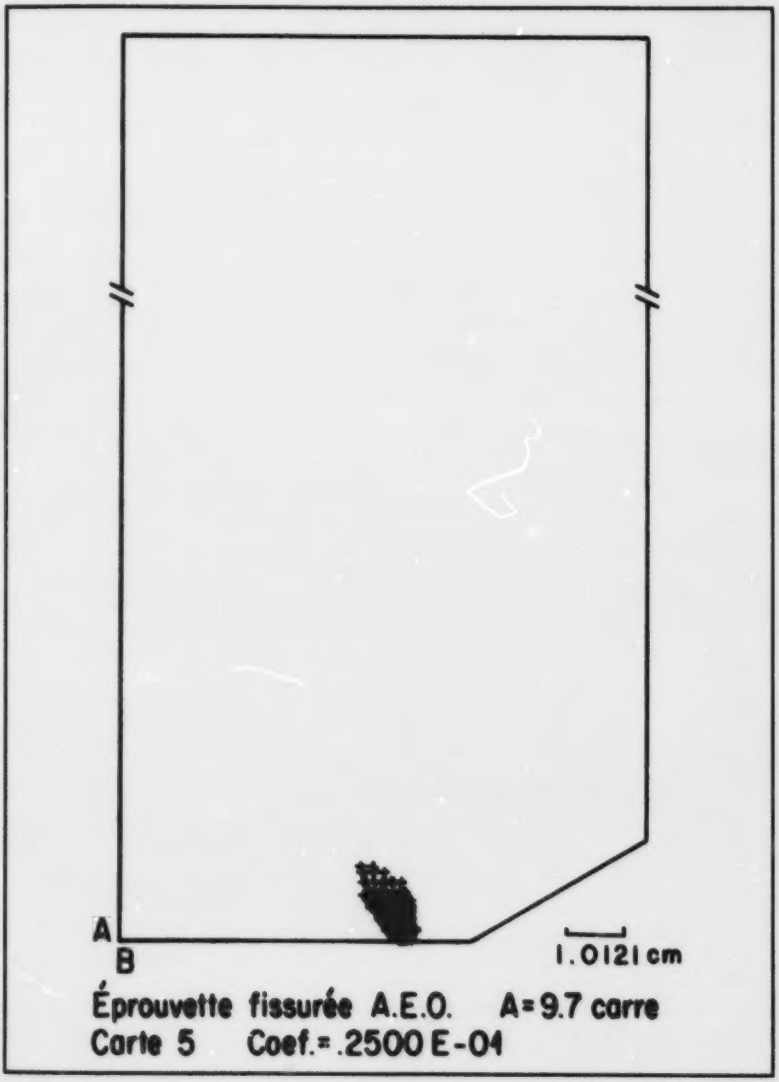


Figure 21
Éprouvette axisymétrique fissurée. Tracés de zones plastiques.

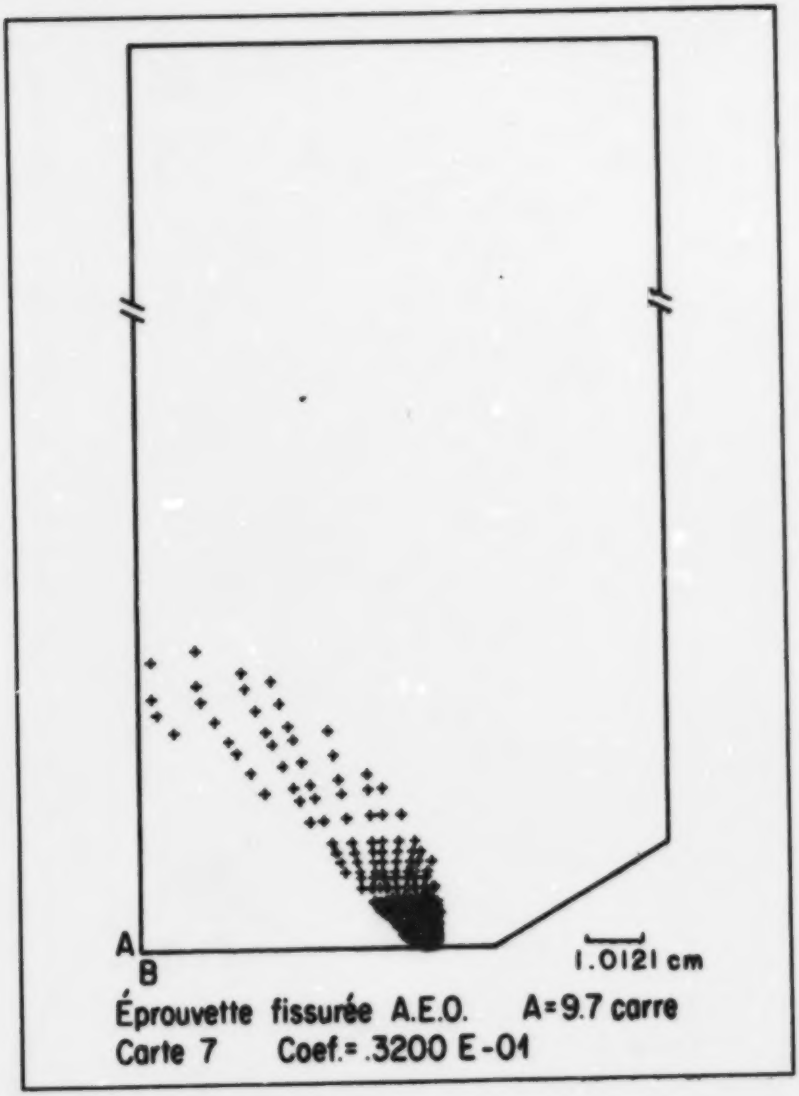


Figure 22
Éprouvette axisymétrique fissurée. Tracés de zones plastiques.

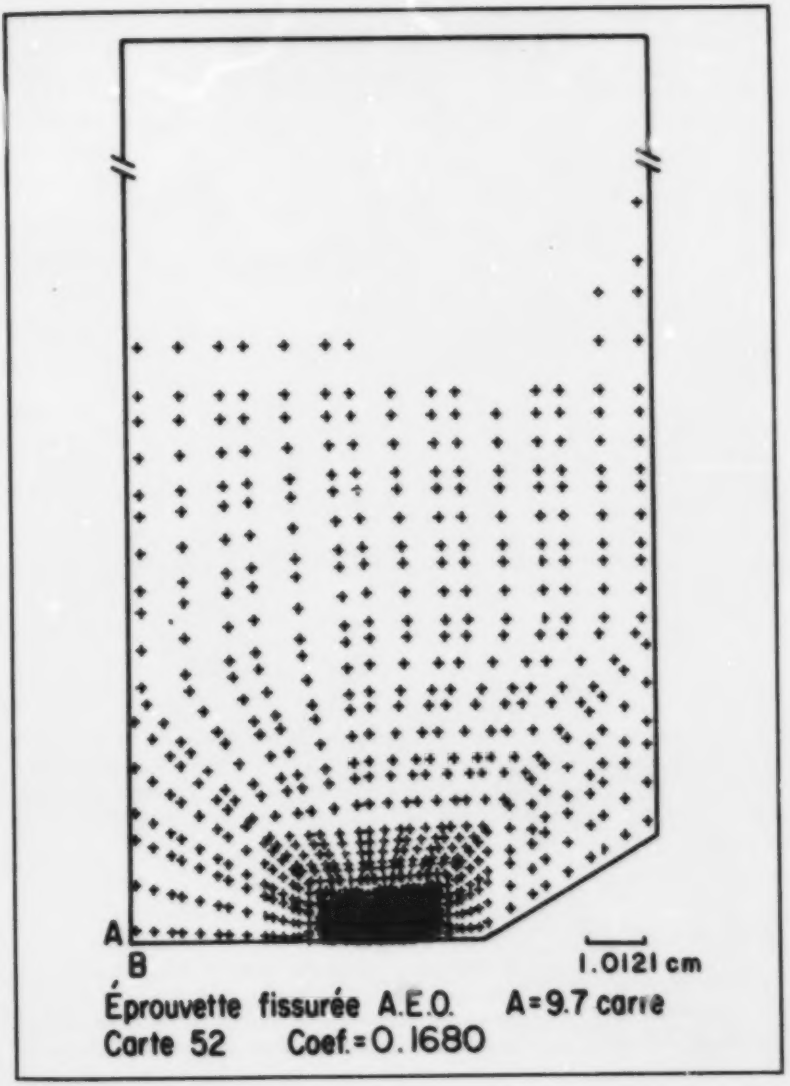


Figure 23
Éprouvette axisymétrique fissurée. Tracés de zones plastiques.

qu'après l'amorçage pendant la période de croissance stable, l'émoussement du fond de fissure ne se produit plus: le fond de fissure a alors un profil qui fluctue beaucoup mais toujours avec un faible émoussement (fig. 24).

L'émoussement du fond de fissure a pour effet d'augmenter considérablement les déformations près de la fissure. Ceci a par exemple été montré expérimentalement par J.C. Lautridou en faisant un traitement thermique de recristallisation statique à la pointe de la fissure (fig. 25 et 26). Nous avons donc cherché à simuler numériquement l'émoussement du fond de fissure: pour cela, nous remplaçons le concept de fissure infiniment aigüe par une entaille avec un rayon d'entaille très petit.

Le diamètre de l'entaille a été choisi égal à 1/10 du COD à l'amorçage soit 0,02 mm. La discrétisation de la pointe est représentée sur la figure 27.

Cette discrétisation permet d'obtenir des déformations extrêmement importantes, comparables à celles obtenues expérimentalement. Les figures 28 et 29 représentent la distribution de la déformation équivalente ε_{eq} devant la fissure pour la discrétisation émoussée et la discrétisation non émoussée.

La figure 30 représente l'évolution du rapport, (voir équation suivante), des déformations équivalentes moyennées dans une maille de 0,2 mm de côté en fonction du COD

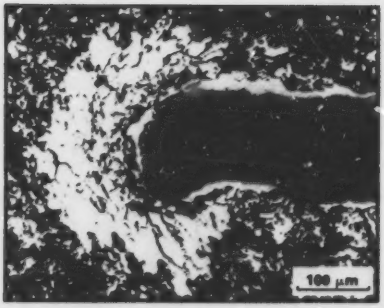
$$\frac{\varepsilon_{eq} \text{ émoussé}}{\varepsilon_{eq} \text{ non émoussé}}$$

Nous disposons donc des outils numériques pour simuler de façon réaliste l'amorçage, la croissance stable et l'instabilité finale d'une fissure à l'aide des fonctions de dommage que nous avons définies. Cette simulation est en cours sur des éprouvettes axisymétriques fissurées avec différentes géométries.

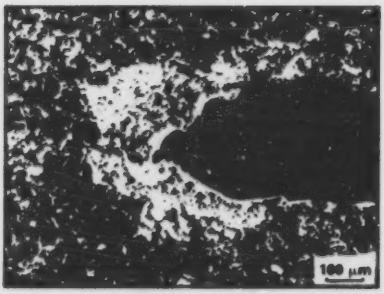
5.2 Rupture par clivage

L'étude de la rupture par clivage a porté également sur l'acier A 508 cl. 3. Si la déchirure ductile se produit au plateau ductile, le clivage se produit dans la partie basse de la transition et concerne essentiellement la virole de coeur, fragilisée par irradiation, lors d'un choc froid.

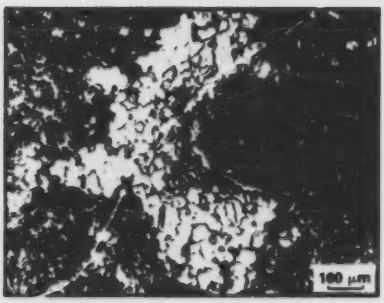
Figure 24
Progression d'une fissure. (Courtoisie de la section métallurgie-mécanique du Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris.)



Virole: centre de l'éprouvette

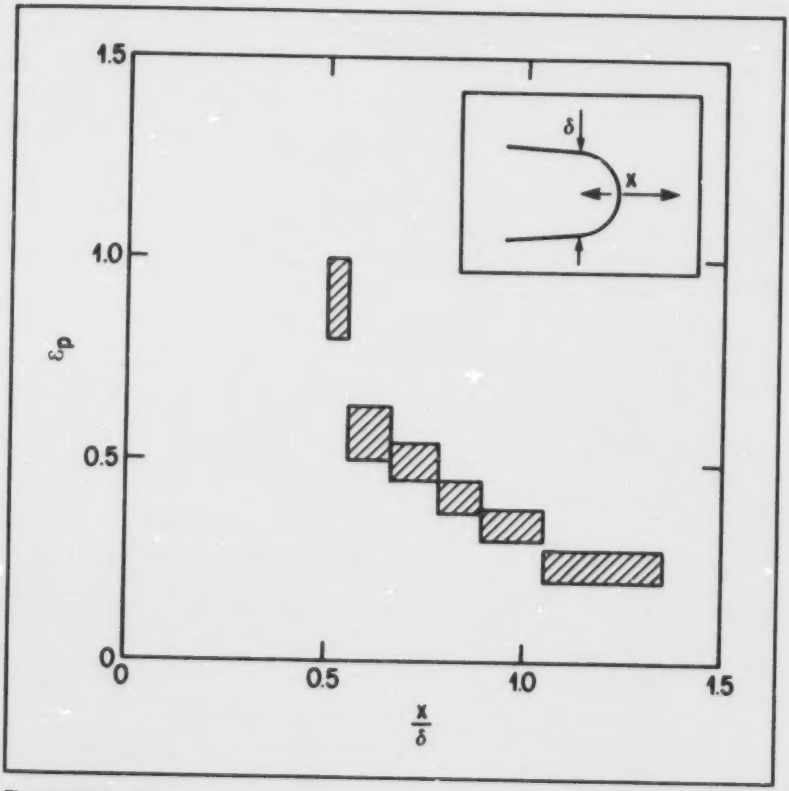


Tôle à bas souffre: centre de l'éprouvette



Tôle à bas souffre: quart épaisseur

Figure 25
Émoussement en fond de fissure. (Courtoisie de la section métallurgie-mécanique du Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris.)



Figures 26a) et b)
Émoussement en fond de fissure. (Courtoisie de la section métallurgie-mécanique du Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris.)

Figure 26 b

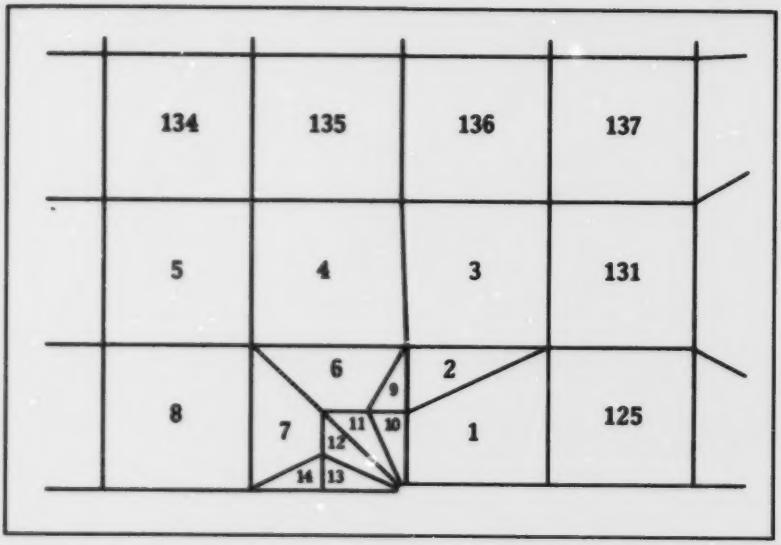


Figure 27
Éprouvette axisymétrique fissurée, discrétisation en pointe, maillage carré émoussé.

5.2.1 Fonction de dommage

On a depuis longtemps proposé un critère de rupture basé sur une contrainte critique d'ouverture σ_c. Du fait du gradient de contrainte très élevé en pointe de fissure, il est nécessaire d'introduire une distance d caractéristique du matériau sur laquelle la contrainte d'ouverture doit dépasser σ_c.

L'interaction des bandes de glissement avec les carbures situés aux joints de grain provoque la rupture des carbures et une microfissure dans le grain si le plan de clivage du grain est bien orienté; cette microfissure peut se propager dans la fente si la contrainte dépasse σ_c.

Les grains étant orientés de façon aléatoire, il faut donc dépasser σ_c sur une distance d égale à quelques tailles de grains, de façon à dépasser σ_c sur au moins un grain bien orienté pouvant provoquer la rupture brutale [7]. En particulier, il est important de souligner que le glissement c'est-à-dire la plasticité, est nécessaire pour amorcer le clivage.

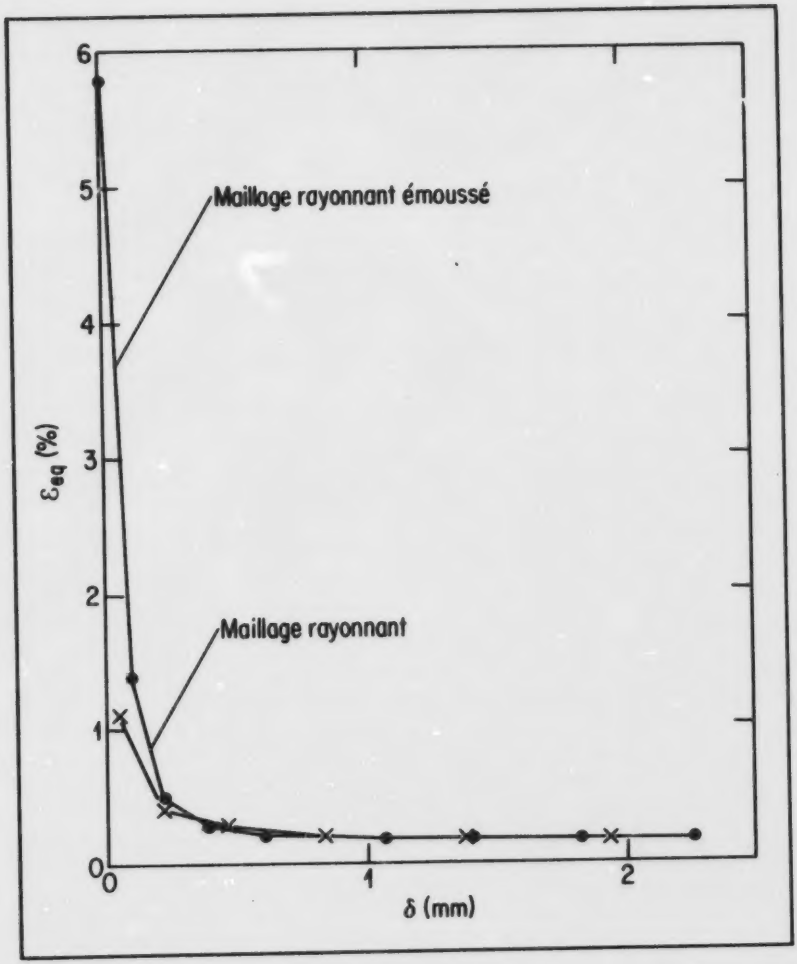


Figure 28
Distribution de ε_{eq} devant la fissure pour la discrétisation émoussée et la discrétisation non émoussée.

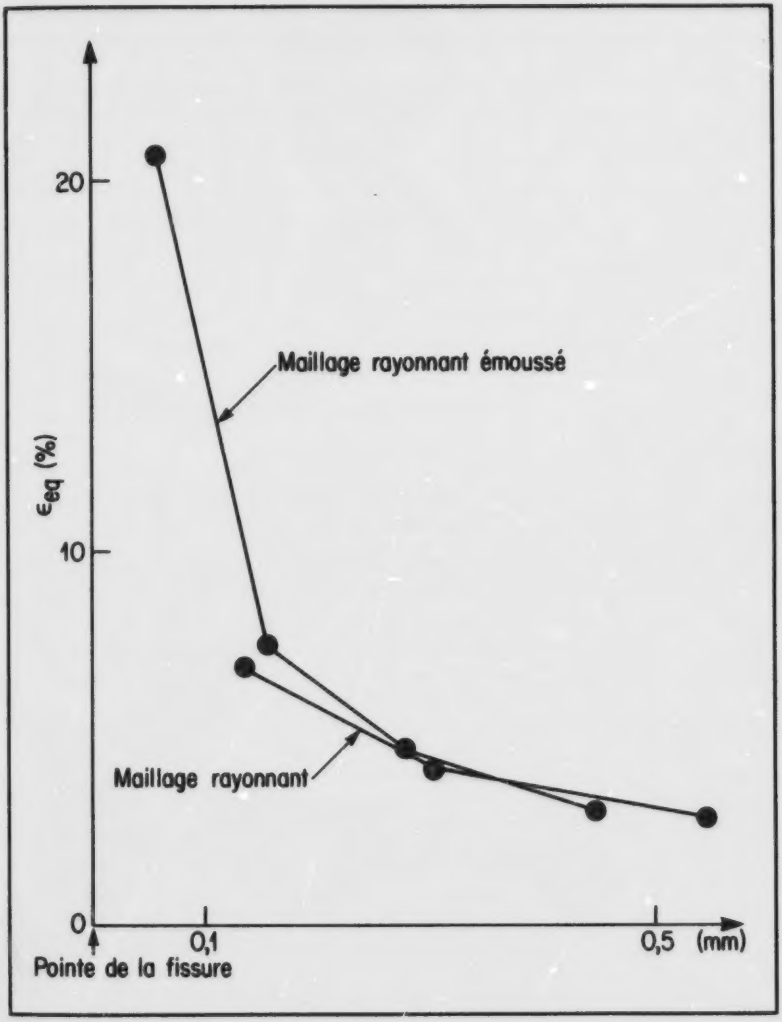


Figure 29
Distribution de ε_{eq} devant la fissure, dans la direction des déformations maximales.

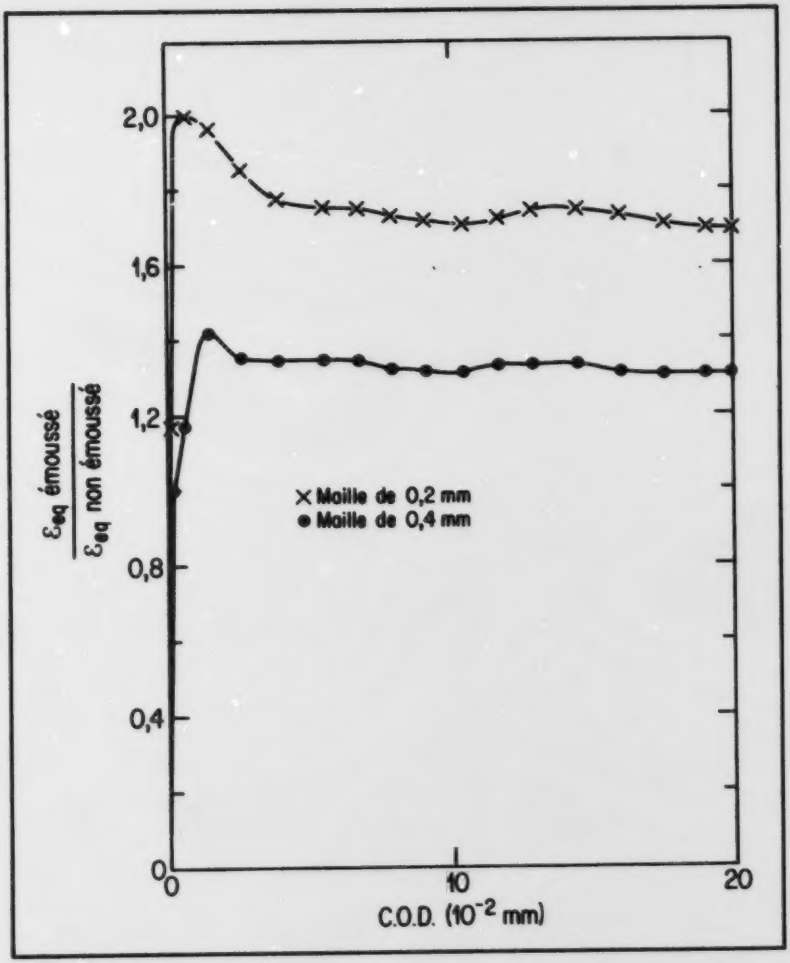


Figure 30
Évolution du rapport ε_{eq} émoussé/ε_{eq} non émoussé fonction du COD.

Toute l'étude est faite à −196°C (température de l'azote liquide). Initialement, le programme expérimental a comporté deux étapes:

— **dans une première étape,** on cherche à se débarrasser de l'effet de la distance d pour déterminer la contrainte σ_c. Il suffit de travailler avec des éprouvettes ayant des contraintes assez homogènes, sans gradient important et de les mener à rupture. Des éprouvettes axisymétriques entaillées, de diamètre minimum 10 mm et de diamètre extérieur 18 mm ont été utilisées. Les éprouvettes ne se différencient donc les unes des autres que par le rayon d'entaille: $\rho\infty$ (traction lisse), 20, 10, 4, 2 mm.

— **dans une seconde étape,** nous avons cherché à déterminer la distance d sur laquelle la plus grande contrainte principale doit dépasser σ_c pour provoquer la rupture. Pour cela, nous avons utilisé:

- des éprouvettes axisymétriques fissurées,
- des éprouvettes axisymétriques entaillées avec un petit rayon d'entaille ρ. Le plus petit rayon d'entaille compatible avec un état de surface acceptable en fond d'entaille, qui a pu être obtenu est 0,25 mm; le fond d'entaille a été rectifié.

Nous avons choisi deux valeurs très différentes de l'angle de l'entaille $\theta = 45°$ et 90°. Les géométries des deux éprouvettes que nous appelons $AE_{0.25}\ \theta = 45°$ et $AE_{0.25}\ \theta = 90°$ sont représentées sur la figure 31.

À la lumière des premiers dépouillements, il semble que l'on se heurte à des difficultés d'ordre expérimentales. En effet, les résultats obtenus sont extraordinairement dispersés.

C'est ainsi que la charge à rupture d'une éprouvette $AE_{0.25}\ \theta = 45°$ peut être supérieure à celle de l'éprouvette $AE_{0.25}\ \theta = 90°$. De plus, l'interprétation quantitative des essais à partir de la valeur σ_c obtenue dans la première étape est pratiquement impossible. Il semble que le volume sollicité et l'absence de gradient de contrainte joue un rôle prépondérant.

En conséquence, on s'oriente vers une analyse statistique de type Weibull. Cette analyse est applicable dans un calcul aux éléments finis: on appelle ΔV le volume caractéristique du matériau et le critère prend la forme:

$$\Sigma\, \sigma^m \cdot \Delta V = Cte$$

où ΔV est de l'ordre d'un grain et m de l'ordre de 24.

Avec ce critère, la contrainte maximale atteinte est aussi importante que la distance d et l'on peut alors différencier deux états de contraintes qui ne diffèrent que par la valeur maximale atteinte.

Nous ne présentons ici que les résultats sur les éprouvettes axisymétriques AE_0 et $AE_{0.25}$.

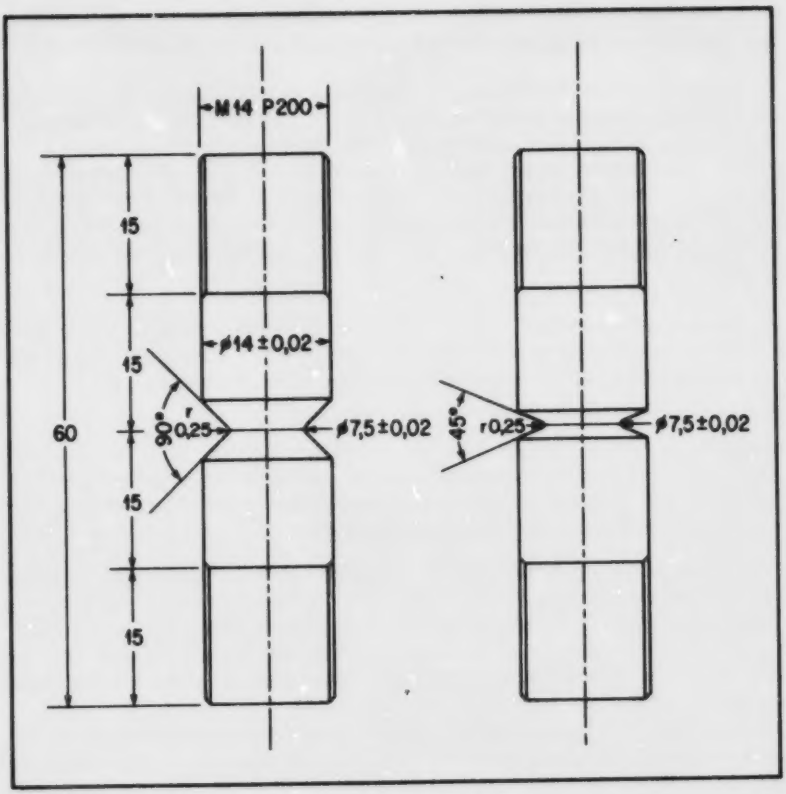


Figure 31
Géométrie des éprouvettes $AE_{0.25}$ $\theta = 45°$ $\theta = 90°$.

5.2.2 Résultats sur éprouvettes axisymétriques

Deux simulations numériques sont faites: la première pour une éprouvette axisymétrique fissurée AE_0, la seconde pour deux éprouvettes $AE_{0.25}$ avec $\theta = 45°$ et 90°.

Éprouvette axisymétrique AE_0

Il s'agit donc d'un essai de K_{IC}. La préfissuration a été réalisée par flexion rotative à flèche imposée sur un tour modifié. Le dernier millimètre de fissuration a été réalisé en au moins 50 000 cycles. La dispersion est importante mais il est possible d'admettre que $K_{IC} = 28$ MPa $\sqrt{m}$ avec un écart type de 6 MPa $\sqrt{m}$ (soit 22%)

La modélisation d'une telle éprouvette par éléments finis et son calcul avec la loi de comportement du matériau à − 196°C sont aisés.

Grâce à un calcul purement élastique, nous pouvons obtenir la valeur donnant K en MPa $\sqrt{m}$ ou MPa $\sqrt{mm}$:

$$K = 0.025\ P \text{ en MPa } \sqrt{mm}$$

Le calcul élastoplastique montre très nettement qu'au moment de la rupture, une zone plastique en pointe de fissure (fig. 32).

Éprouvette axisymétrique $AE_{0.25}$

La figure 33 représente la discrétisation du fond de l'entaille (identique lorsque $\theta = 45°$ et 90°); la taille des quatre premières mailles devant la fissure est de 25 μm. Le résultat des essais expérimentaux est donné figure 34.

Cas de l'éprouvette $AE_{0.25}$ $\theta = 45°$

La figure 35 représente la zone plastifiée dans l'éprouvette au moment de la rupture ($P = 4.16 \times 10^4$ N), elle vaut environ 250 μm.

La figure 36 représente l'évolution du rapport σ_{yy}/σ_y; σ_{yy} désigne la contrainte suivant l'axe de traction et σ_y la limite d'élasticité à − 196°C de l'éprouvette.

On a tracé également en pointillés la distribution des contraintes en utilisant la méthode des lignes de glissement proposé par Hill pour un matériau rigide parfaitement plastique en déformation plane:

$$\sigma_{yy}/\sigma_y = \frac{2}{\sqrt{3}}\,(1 + \log\,(1 + x/\rho))$$

Cette formule s'applique jusqu'au moment où la valeur maximale de σ_{yy} qui vaut:

$$\sigma_{yy}^{max}/\sigma_y = 2/\sqrt{3}\,(1 + \pi/2 - \theta/2) = 2.515$$

puisque $\theta = \pi/4$.

Cas de l'éprouvette $AE_{0.25}$ $\theta = 90°$

La figure 37 représente l'évolution du rapport σ_{yy}/σ_y à travers la section minimale de l'éprouvette. On a tracé également en pointillés la distribution des contraintes en utilisant la méthode de Hill; nous remarquons que cette fois la rupture est beaucoup plus proche de la valeur maximale que peut atteindre σ_{yy}. Deux remarques peuvent être faites:

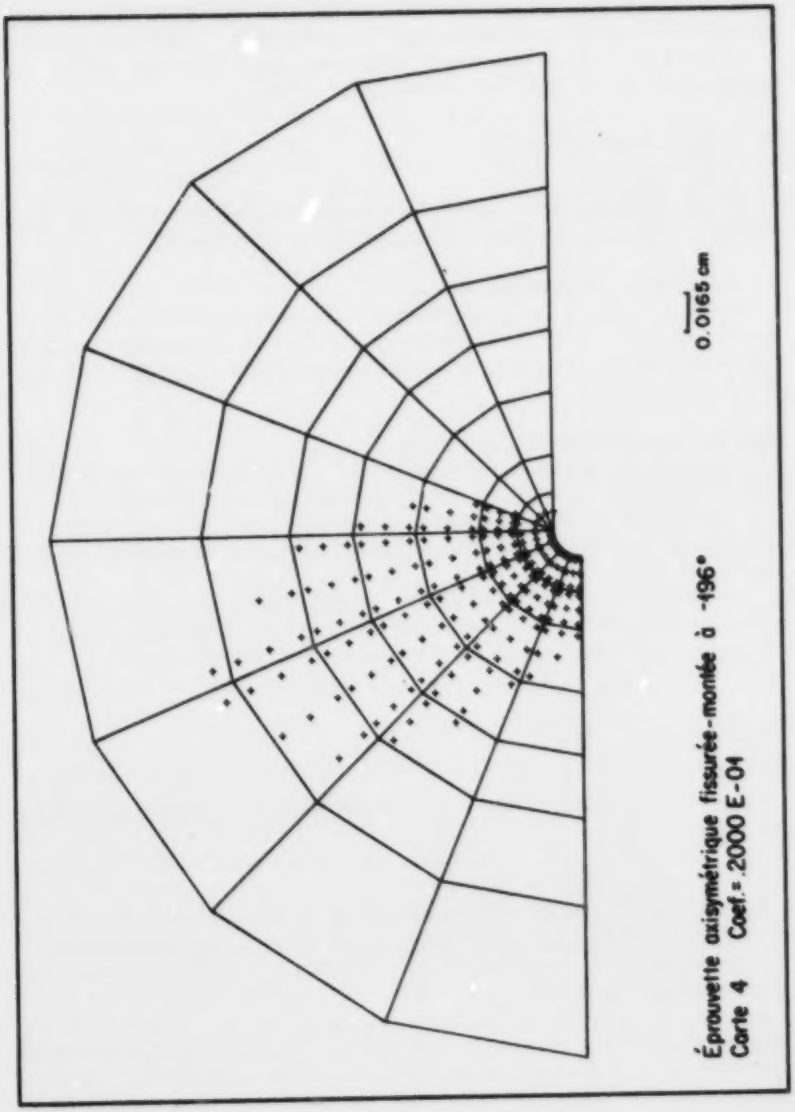


Figure 32
Éprouvette axisymétrique AE_0. Zone plastique en pointe de fissure.

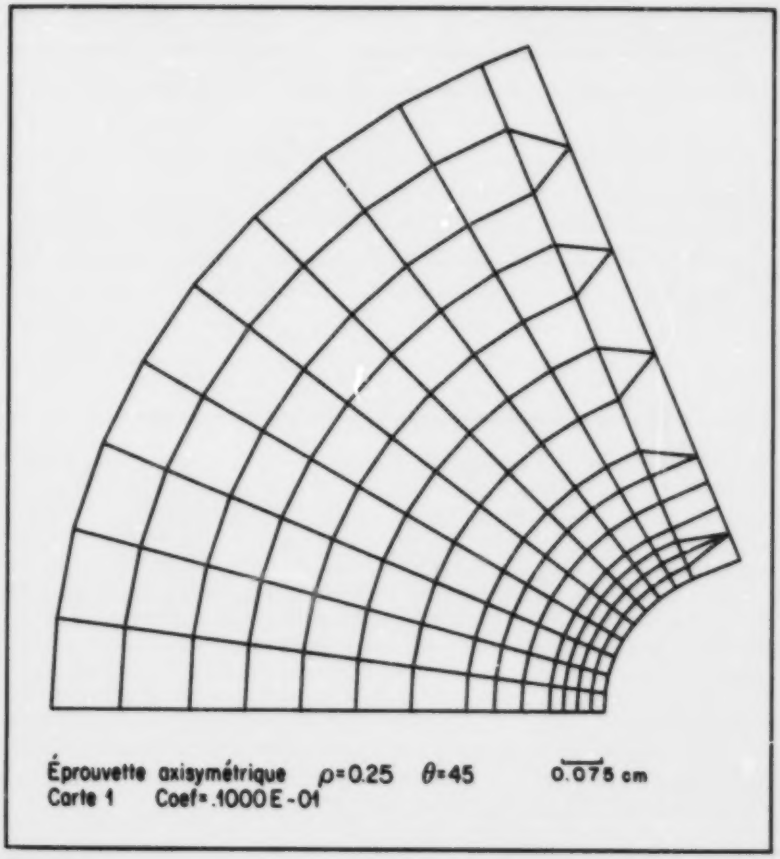


Figure 33
Éprouvette axisymétrique $AE_{0.25}$. Discrétisation de l'entaille.

Remarque 1
Pour une charge de rupture supérieure à $5\ 10^4$ N, le profil des contraintes dans la section minimale n'évolue presque plus. La valeur maximale du rapport σ_{YY}/σ_Y reste très voisine de 1,92, ce qui d'ailleurs est très cohérent avec l'analyse par la méthode des lignes de glissement qui donne 2.06 comme valeur maximale; autrement dit, la charge de rupture, si elle se situe au-dessus de ce chargement, peut varier considérablement ce qui explique l'écart important entre les deux essais.

Charge de rupture (en 10^4 N)	
$\theta = 45°$	$\theta = 90°$
2,8	5,92
3,15	4,8
5,0	6,0
6,0	4,8
7,4	6,4
3,4	5,4
5,2	5,6
4,4	6,1
moyenne: 4,6 tonnes écart-type: 1,5 tonne	moyenne: 5,6 tonnes écart-type: 0,6 tonne

Figure n° 34
Résultats expérimentaux sur éprouvettes très entaillées: rayon d'entaille de 0,2 mm avec un angle de 45° ou de 90°.

Remarque 2
La distribution de contraintes est très voisine dans les deux géométries pour les chargements faibles; à mesure qu'on augmente le chargement, l'écart augmente (fig. 38), les valeurs maximales $\sigma_{yy}^{max}/\sigma_y$ étant respectivement de 2.06 et 2.51 pour l'éprouvette $AE_{0,2}$ $\theta = 90$ et $AE_{0,2}$ $\theta = 45$; en conséquence, si σ_c est dans la partie basse de la bande de dispersion ($\sigma_C < 1\,435$), la charge de rupture des deux éprouvettes doit être très voisine; si par contre σ_c est dans la partie haute de la bande de dispersion, le gradient de contrainte devient insuffisant dans l'éprouvette $AE_{0,2}$ $\theta = 90$ pour pouvoir estimer d.

5.3 Effet de Warm Prestress

Le clivage se produit dans la partie basse de la transition et concerne le mode de coeur, fragilisée par irradiation, lors d'un choc froid. Une analyse du risque de rupture brutale de la cuve dans la situation de fonctionnement est donc nécessaire (réf. 1 article 9).

La situation accidentelle la plus critique vis-à-vis du risque de rupture brutale de la cuve est la rupture d'une tuyauterie primaire. Il s'agit essentiellement d'un choc froid, la pression tombant à zéro en quelques secondes. Pour l'analyse, on postule l'existence, dans la paroi de la cuve d'épaisseur 200 mm, d'une fissure longitudinale de profondeur variable. L'étude est réalisée en fin de vie où l'effet d'irradiation est maximal.

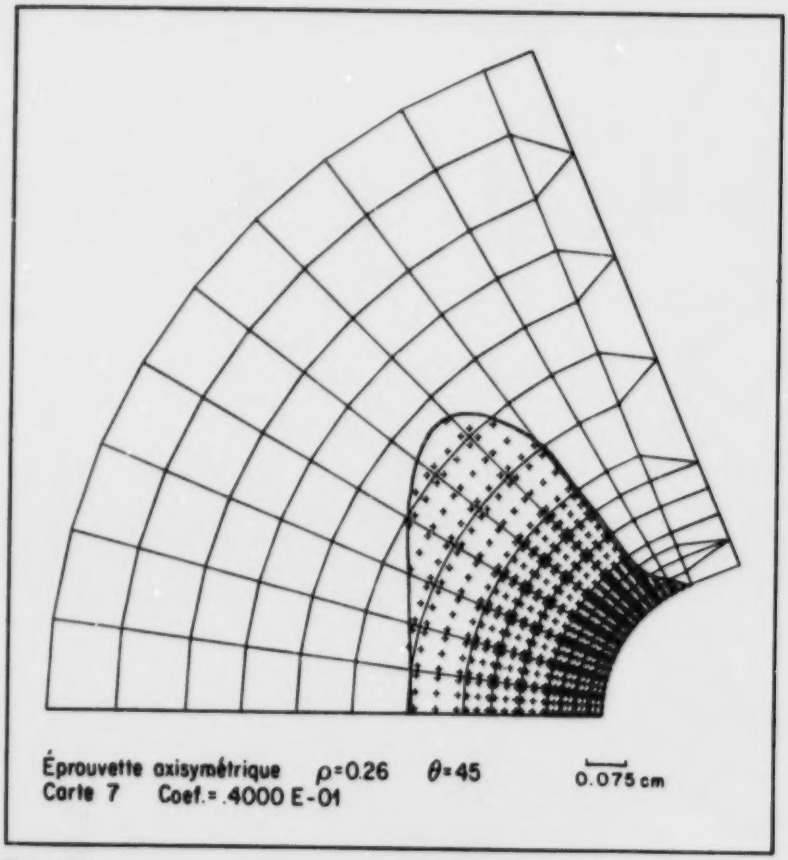


Figure 35
Éprouvette $AE_{0.25}$ θ = 45°. Zone plastique au moment de la rupture.

Par une analyse basée sur la mécanique linéaire élastique de la rupture, lorsque K_I devient supérieur à K_{IC}, la fissure se propage tant que K_I reste supérieur à la valeur critique d'arrêt K_{IA}. Le code ASME section XI [3] admet que la résistance de la virole est assurée pendant l'accident si le calcul montre que les fissures capables de se propager s'arrêtent avant que leur profondeur atteigne 0,75 fois l'épaisseur de la paroi, soit 150 mm.

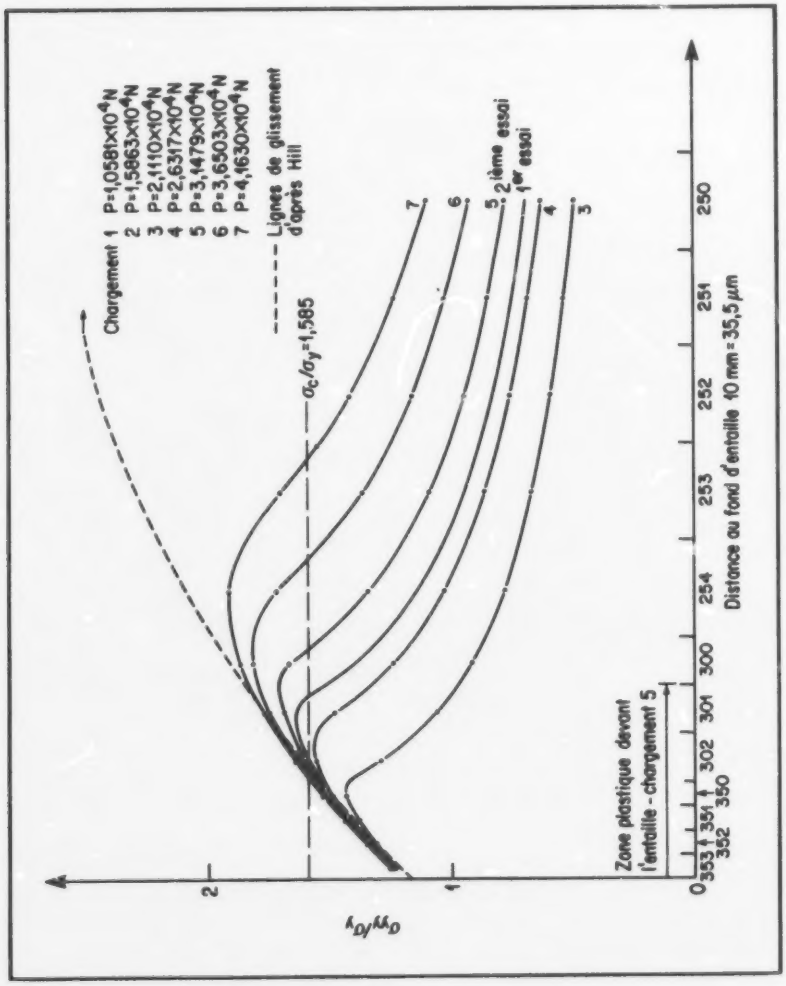


Figure 36
Éprouvette $AE_{0,25}$ $\theta = 45°$. Évolution de σ_{yy}/σ_y devant l'entaille.

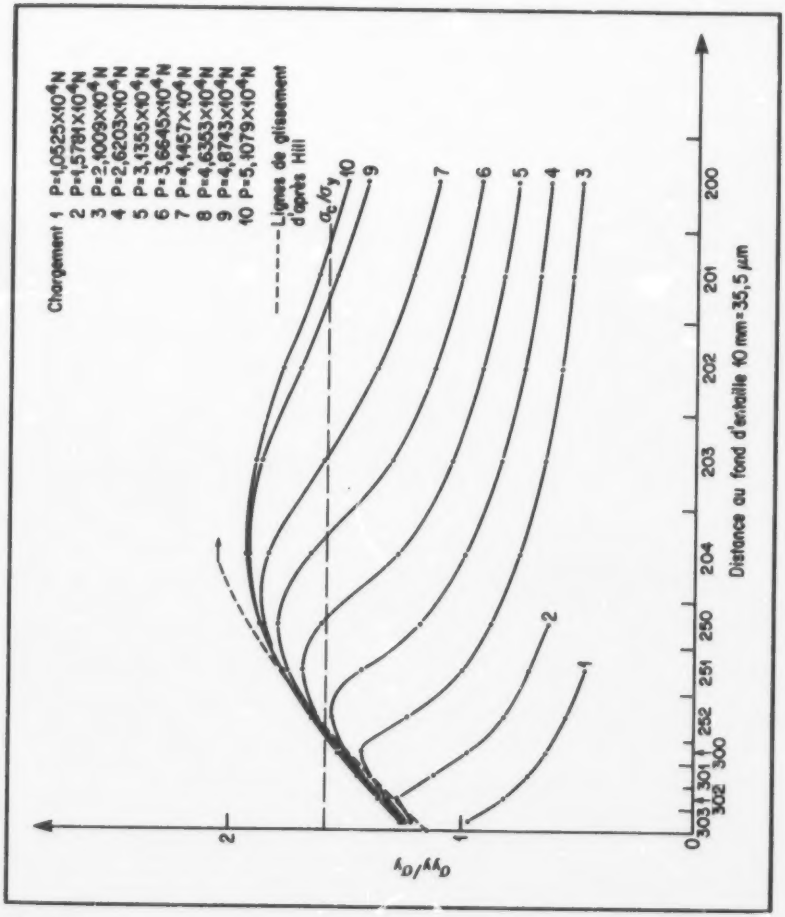


Figure37
Éprouvette $AE_{0.25}$ $\theta = 90°$. Évolution de σ_{yy}/σ_y.

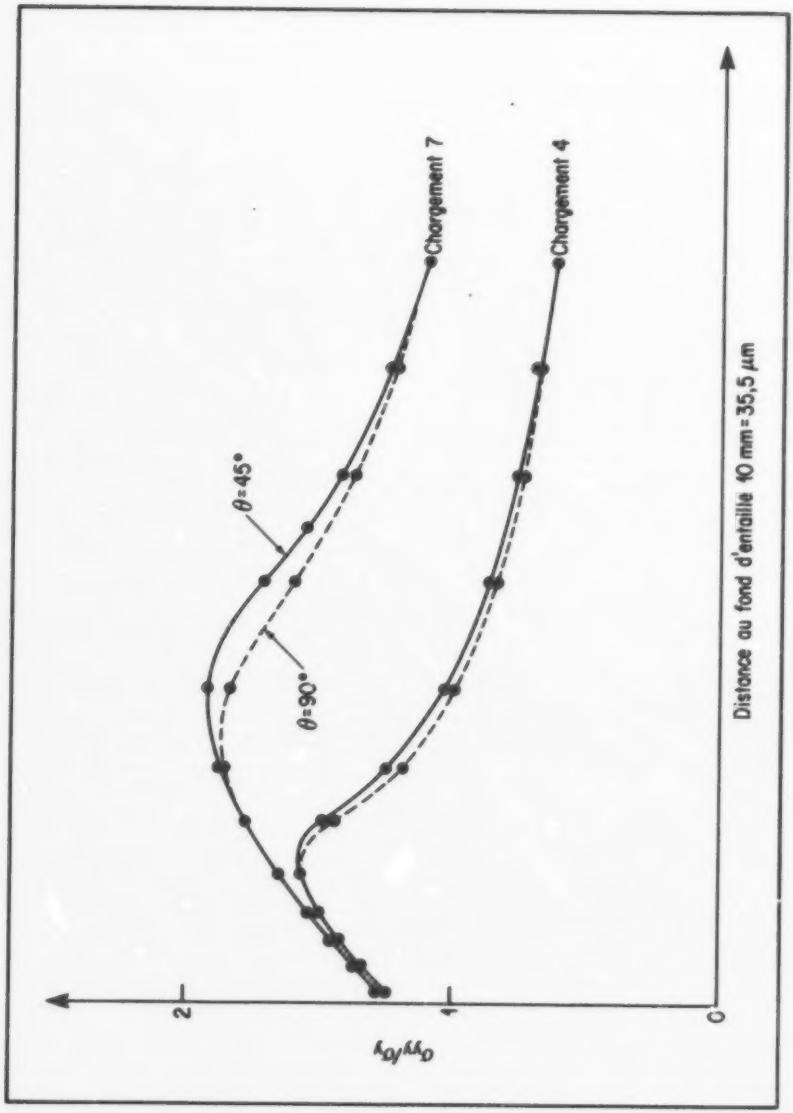


Figure 38
Éprouvette AE_0 : $\theta = 45°$ et $\theta = 90°$. Comparaison des contraintes.

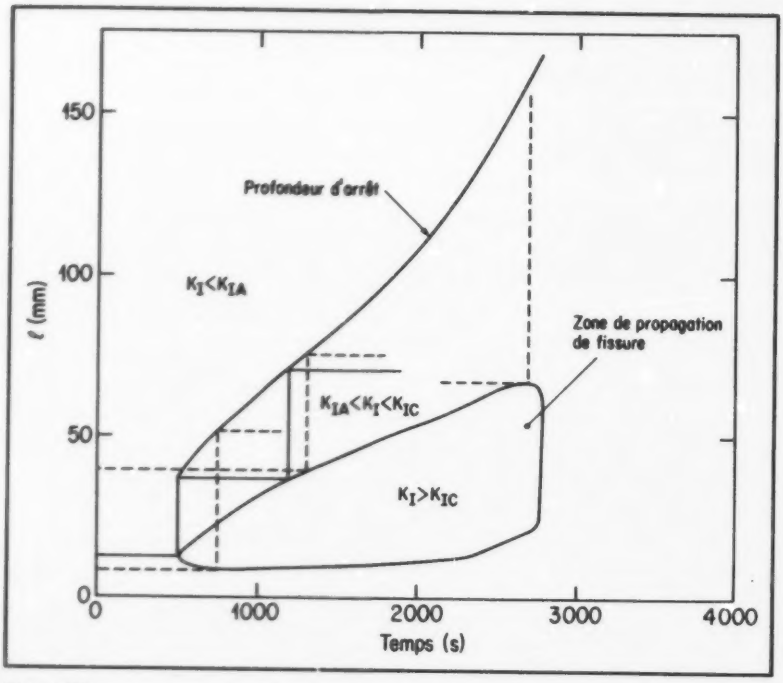


Figure 39
Rupture de tuyauterie primaire, diagramme de propagation de fissure.

Plusieurs domaines sont à prévoir et sont résumés (fig. 39).

$K_I > K_{IC}$; $K_{IC} > K_I > K_{IA}$; $K_I < K_{IA}$

Le deuxième domaine est celui pour lequel il y a propagation de fissure. Et, par exemple, sur la même figure, on constate que seules les fissures dont la profondeur est comprise entre 8 et 69 mm peuvent se propager; de plus, une fissure dont la profondeur vaut 33, 34, 67 ou 68 mm s'arrête définitivement entre 150 et 162 mm, donc dépasse 150 mm; on viole dans ce cas le critère du code ASME.

La figure 40 représente la variation de K_I au cours du temps pour différentes profondeurs de fissure et sont notés les instants où ces fissures deviennent instables ($K_I > K_{IC}$). On remarque que les fissures dont la profondeur vaut 33, 34 mm et plus sont instables pour des valeurs de K_I situées nettement sur la partie descente de la courbe K_I en fonction du temps: autrement dit, on a dans le temps le chargement

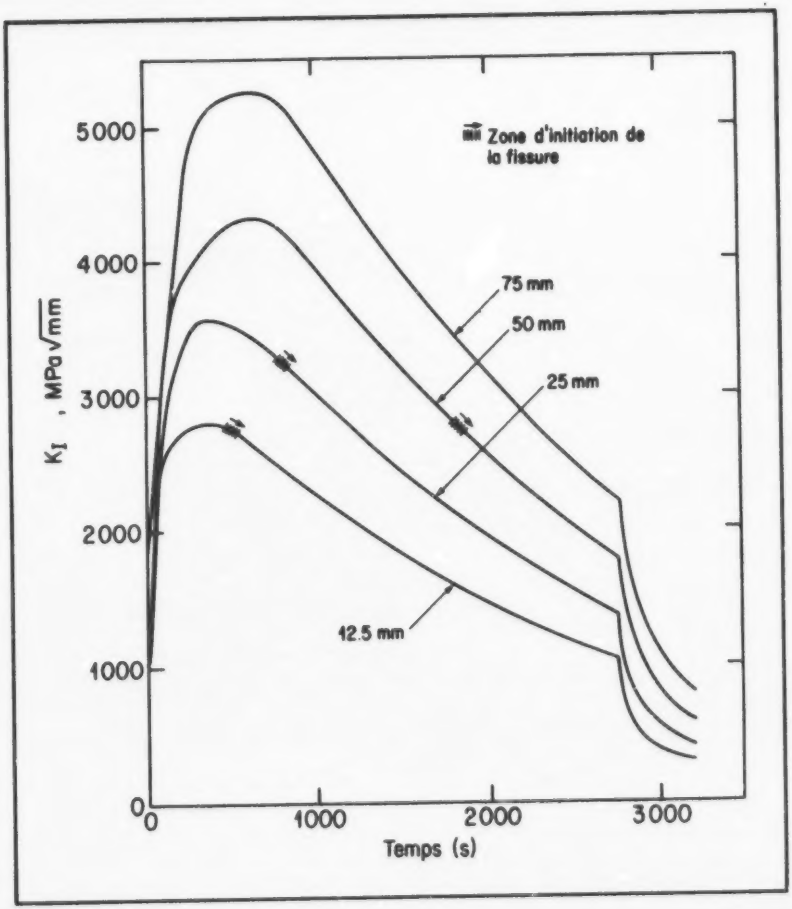


Figure 40
Variation de K_I en fonction du temps pour différentes profondeurs de fissures.

suivant pour une fissure de profondeur donnée:

— à l'instant t_1 pour une température T_1, le chargement $K_1(T_1) < K_{IC}(T_1)$ correspond au maximum de la courbe K_I fonction du temps pendant le transitoire.

— à l'instant $t_2 > t_1$ pour une rupture $T_2 < T_1$, le chargement $K_I(T_2) > K_{IC}(T_2)$ fissure instable mais aussi $K_I(T_2) < K_I(T_1)$.

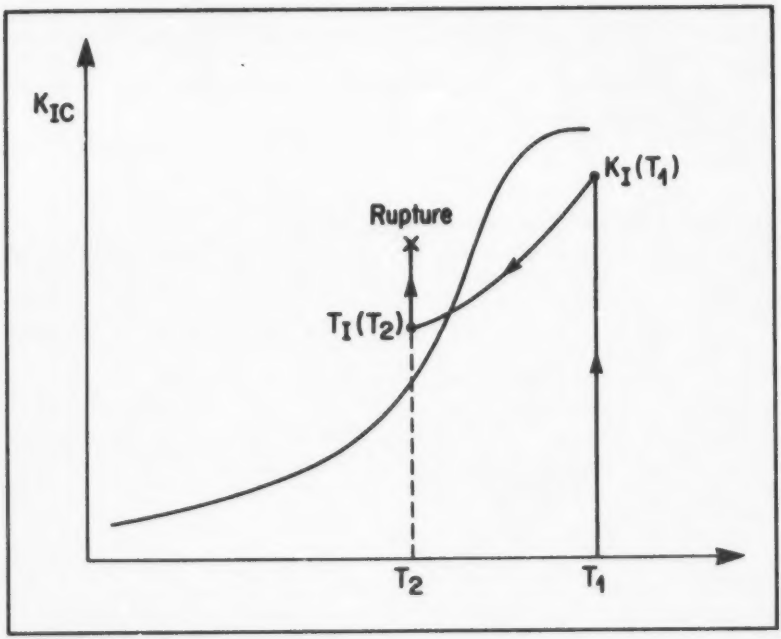


Figure 41
Effet de «Warm Prestress».

Un tel programme de chargement est visualisé sur la figure 41. On s'est alors demandé si une prédéformation à chaud (T_1) n'augmentait pas la ténacité à froid (T_2). Un certain nombre d'expériences sur éprouvettes CT réalisées notamment à Westinghouse ont mis en évidence cet effet de «Warm Prestress».

Un programme de travail expérimental et numérique fut donc établi pour vérifier et quantifier l'existence de cet effet important. L'examen de la figure 41 suggère deux causes de l'effet de Warm Prestress:

— l'émoussement en pointe de fissure,

— les contraintes résiduelles de compression devant la fissure.

5.3.1 Programme expérimental

Le programme expérimental est constitué essentiellement d'éprouvette axisymétrique fissurée AE_0 qui possèdent deux avantages: le premier on élimine les effets de bords par opposition à une éprouvette CT, le second, les calculs numériques sont possibles à coût moindre.

Le matériau utilisé est l'acier A 508 cl. 3 prélevé dans une virole de cuve, c'est-à-dire le même matériau que celui utilisé pour la rupture par clivage.

Les différents chargements et les résultats des essais sont représentés à la figure 42.

La prédéformation a été effectuée à 100°C, la rupture finale à −196°C.

5.3.2 Interprétation des essais

Cette interprétation passe par la simulation numérique de certains essais sur éprouvettes axisymétriques: il s'agit de simuler numériquement tout le trajet de chargement (en introduisant l'émoussement) et d'interpréter la rupture de l'éprouvette à l'aide du critère de rupture par clivage.

Pour calculer les contraintes résiduelles dans l'éprouvette, il est nécessaire de connaître la loi de comportement du matériau à la décharge. La figure 43 représente la loi de comportement à la décharge de l'acier 508 cl 3 pour une faible déformation. En première approximation, nous avons choisi un modèle d'écrouissage cinématique.

Pour prendre en compte l'émoussement du fond de fissure, on adopte la même méthode que pour l'étude de la déchirure ductile: on introduit initialement un petit rayon d'entaille ($\rho = 10\ \mu m$).

La discrétisation en pointe est donnée figure 44, les mailles sont à 6 ou 8 noeuds et celles les plus proches du fond de l'entaille ont pour dimension 15 μm.

Essai n° 1

Une éprouvette axisymétrique fissurée est soumise à un allongement $2Uy = 100\ \mu m$ (carte de chargement 13 sur la figure 20) à 100°C, elle est déchargée à 100°C puis est menée à rupture en traction à −196°C.

La valeur du K_I à −196°C obtenue dans cet essai est de 30 MPa $\sqrt{m}$ (fig. 42).

La figure 45 représente la distribution des contraintes longitudinales σ_{yy} devant la fissure à la fin du chargement à 100°C ($2Uy = 100\ \mu m$). À titre de comparaison, on a également représenté la distribution de contraintes correspondant au même chargement pour les discrétisations carré-émoussé et carré-simple utilisées pour l'étude de la déchirure ductile (taille de maille = 200 μm).

Au-delà d'une distance de 300 μm, devant la fissure, les trois discrétisations donnent sensiblement le même résultat.

Le maillage carré émoussé restitue bien la distribution des contraintes devant la fissure au-delà de 100 μm, qui est la dimension de la première maille devant la fissure (le maillage rayonnant émoussé avec une maille de 100 μm devant la fissure, également utilisé pour l'étude de la déchirure ductile, donne le même résultat que le maillage carré émoussé).

Figure 42
Eprouvette axisymétrique fissurée, trajets de chargement.

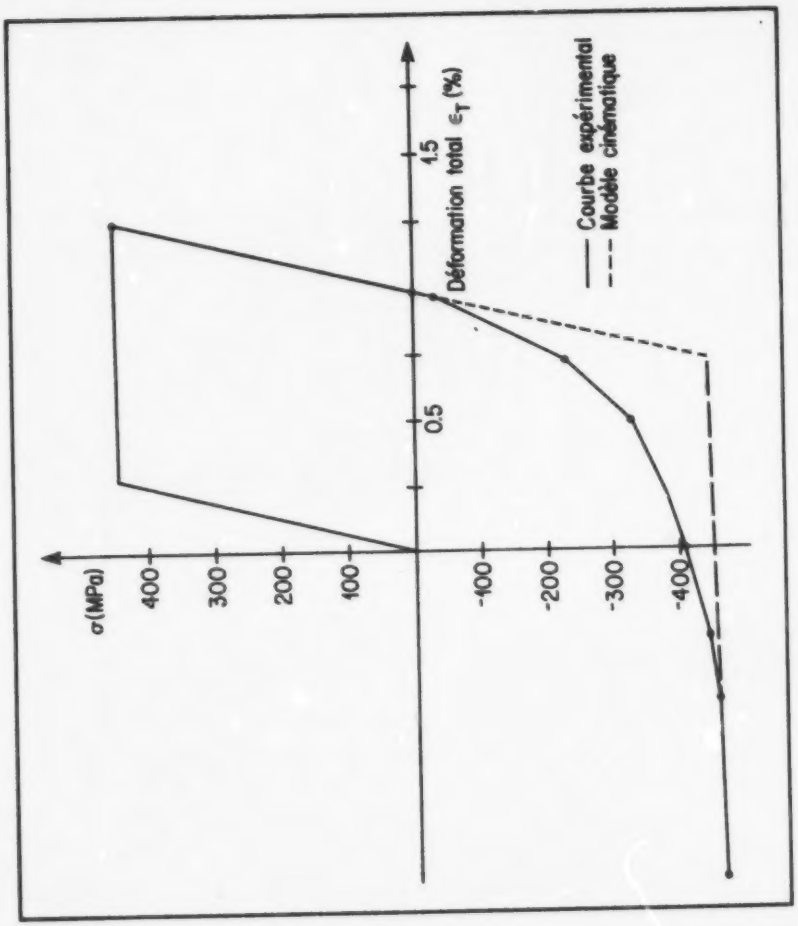


Figure 43
Loi de comportement à la décharge de l'acier A508 cl. 3 à 100°C.

Le maillage rayonnant émoussé avec des mailles de 15 µm en pointe permet seul d'obtenir la distribution des contraintes dans les 100 premiers microns devant la fissure; or, c'est précisément dans cette zone que se produira ensuite la rupture par clivage à −196°C. Ceci montre bien la nécessité d'une part de tenir compte de l'émoussement du fond de la fissure, d'autre part de choisir la taille des mailles en fonction de la distance caractéristique du mode de rupture: ici, la taille du grain.

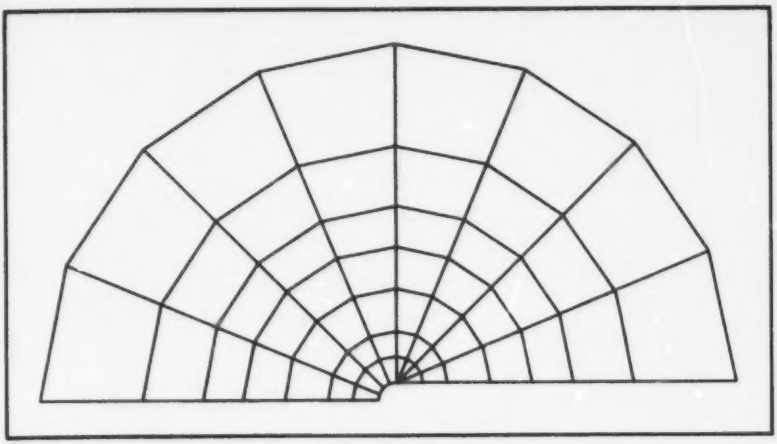


Figure 44
Éprouvette axisymétrique fissurée-warm prestress. Discrétisation en pointe de fissure.

La figure 46 représente la distribution des contraintes longitudinales σ_{yy} devant la fissure à différentes étapes de la décharge à 100°C.

A charge nulle, on passe brutalement des caractéristiques mécaniques à 100°C aux caractéristiques mécaniques à −196°C; la structure devient alors entièrement élastique; on recharge alors à −196°C jusqu'à rupture. La figure 47 présente la distribution de contraintes σ_{yy} devant la fissure pour un K_I apparent de 36 MPa $\sqrt{m}$, pour différentes discrétisations. On constate que la rupture par clivage s'amorce dans les 100 premiers microns devant la fissure, donc seul le maillage rayonnant émoussé avec des mailles de 15 μm en pointe peut être utilisé. La figure 48 présente un agrandissement des contraintes longitudinales σ_{yy} devant la pointe de la fissure émoussée pour les chargements correspondants à un K_I apparent de 36 MPa $\sqrt{m}$ et 42,4 MPa $\sqrt{m}$. Si on adopte les valeurs σ_C = 1 435 MPa et d = 90 μm, on trouve donc par le calcul une valeur de K_I à rupture égale à 40 MPa $\sqrt{m}$, soit nettement plus élevée que la valeur expérimentale. En utilisant σ_c = 1 720 MPa et une longueur de 50 μm, la valeur K_{IC} = 36 MPa $\sqrt{m}$ paraît raisonnable.

Essai n° 2

Une éprouvette axisymétrique fissurée est soumise à 100°C à un allongement 2Uy = 190 μm, est déchargée à 100°C, puis est menée à rupture en traction à −196°C.

La valeur de K_{IC} apparent à −196°C obtenue dans cet essai est 58 MPa $\sqrt{m}$ (fig. 42).

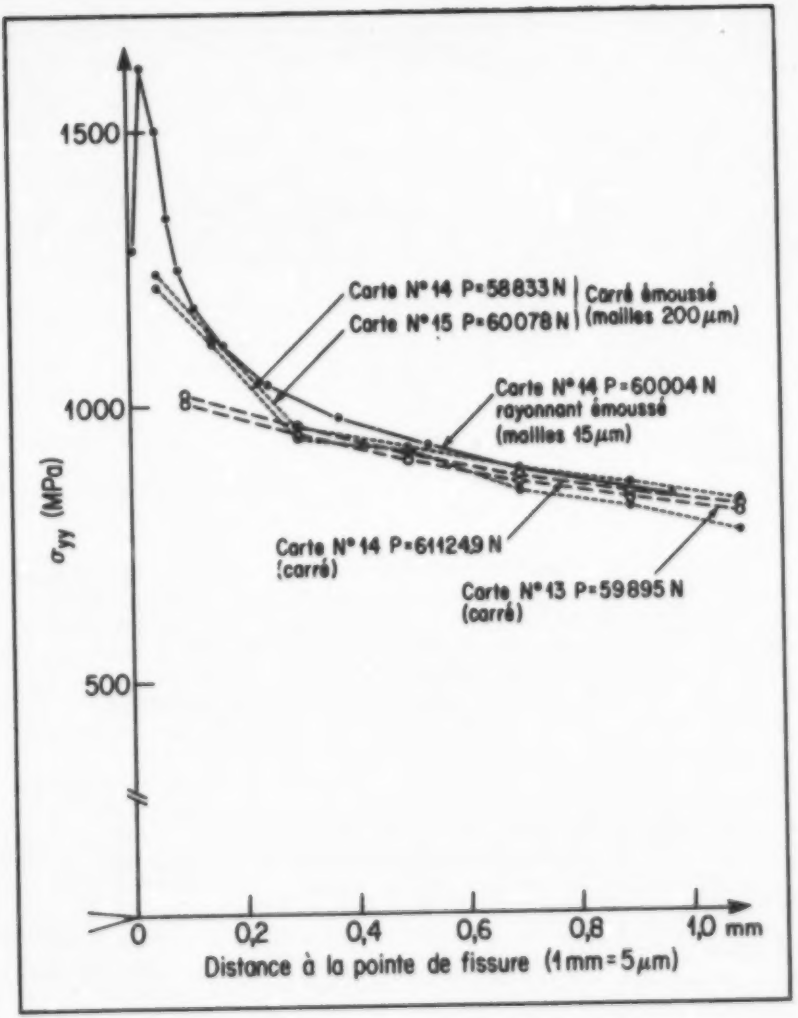


Figure 45
Éprouvette axisymétrique fissurée. Variation de σ_{yy} devant la fissure ($2U_y$ = 100 μm).

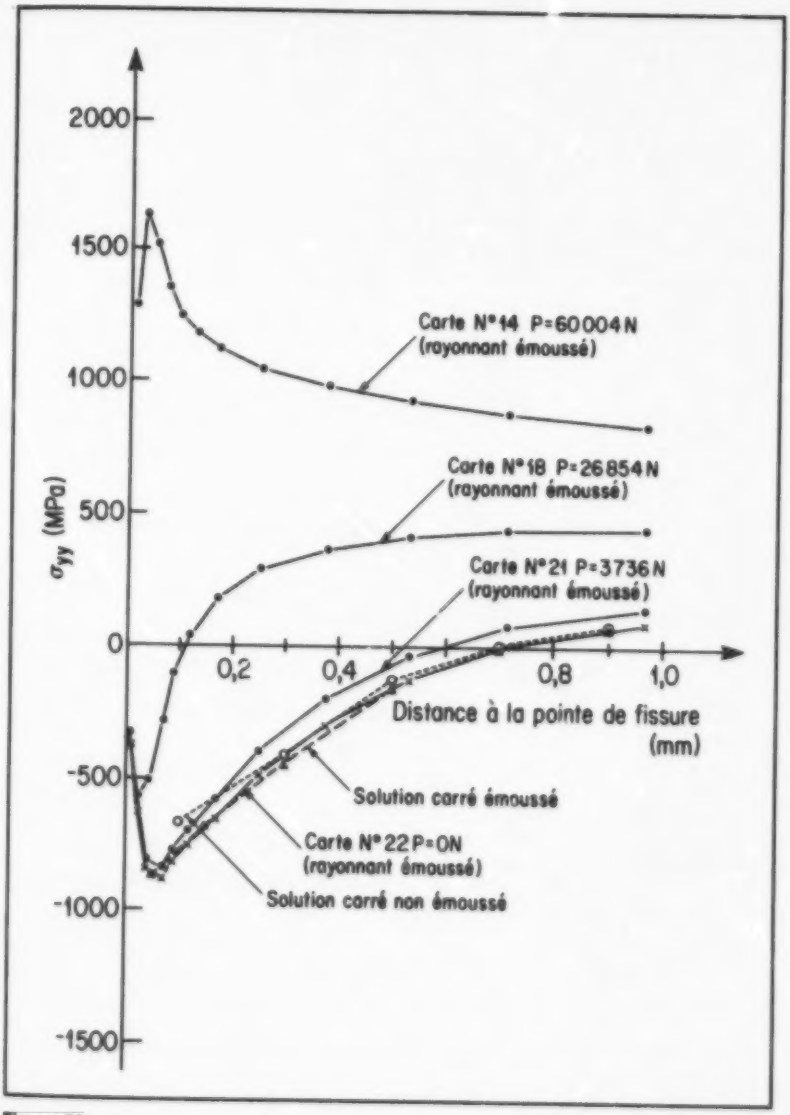


Figure 46
Éprouvette axisymétrique fissurée. Variation de σ_{yy} devant la fissure pendant la décharge.

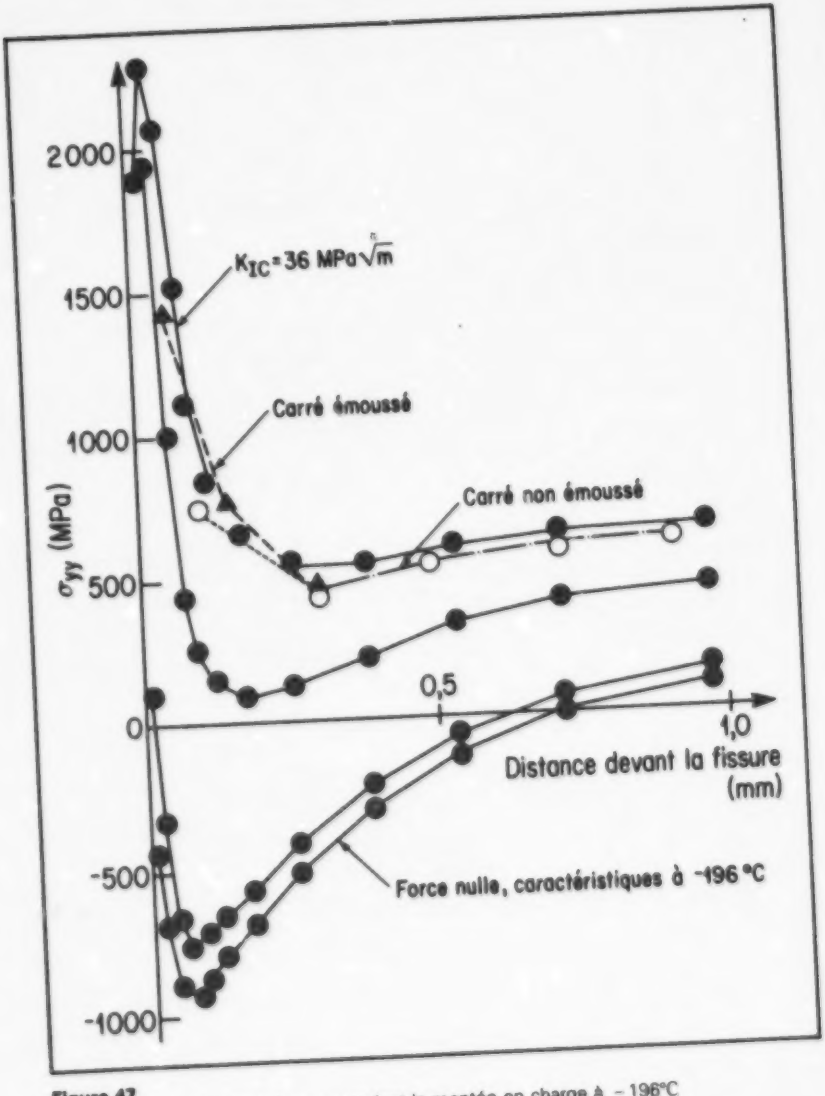


Figure 47
Variation de σ_{yy} devant la fissure pendant la montée en charge à − 196°C ($2U_y$ = 100 µm).

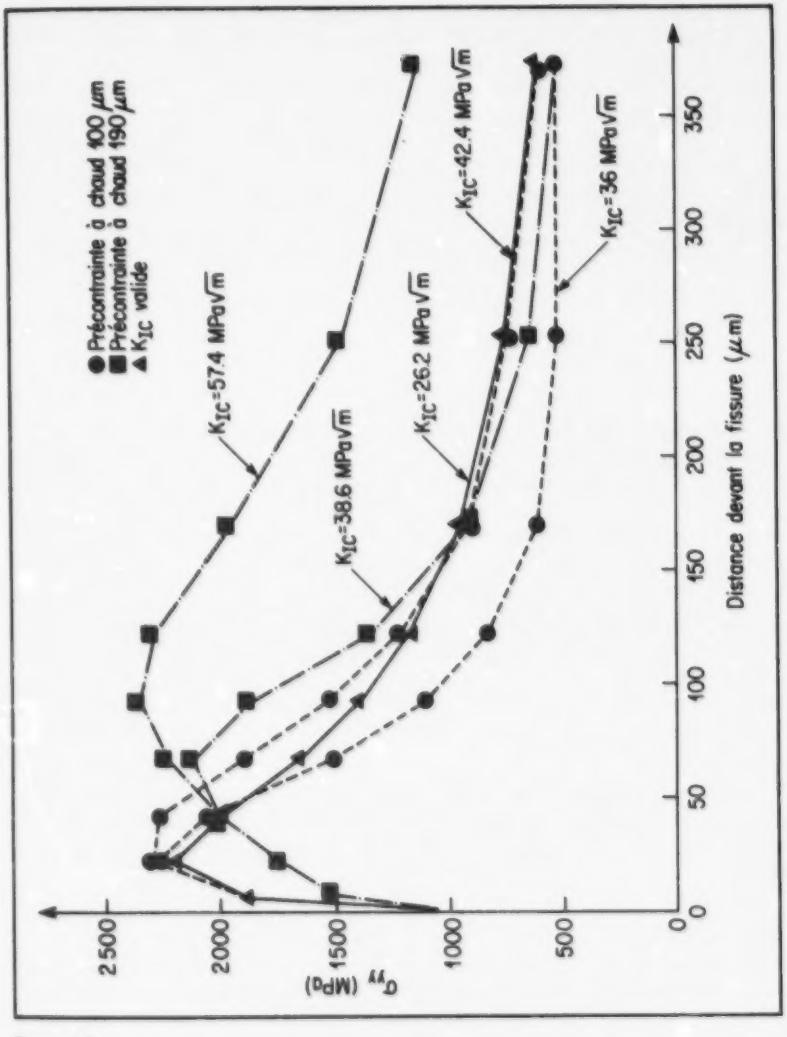


Figure 48
Variation de σ_{yy} devant la fissure au moment de la rupture.

La figure 49 représente la distribution des contraintes longitudinales σ_{yy} devant la fissure à la fin du chargement à 100°C ($2U_y$ = 190 μm) et à la fin du chargement à 100°C (F = 0). On remarque par rapport à l'essai n° 1 une légère relaxation des maxima des contraintes aussi bien à la fin de la charge qu'à la fin de la décharge. De plus, le point où se situe le maximum des contraintes s'écarte de la pointe de la fissure, ce qui est lié à l'augmentation entre les deux essais du COD; en première approximation, l'abscisse X des maxima est donné par la relation:

$$2k\left(1 + Ln\left(1 + 2\frac{X}{COD}1\right)\right) = 2k(1 + \pi/2)$$

soit: $X = \frac{COD}{2}(e^{\pi/2} - 1)$ (valable à la charge limite)

La figure 48 présente un agrandissement des contraintes longitudinales σ_{yy} devant la pointe de la fissure émoussée pour les chargements correspondant à un K_1 apparent de 38,6 MPa $\sqrt{m}$ et 57,4 MPa $\sqrt{m}$. On constate immédiatement que l'on ne peut interpréter correctement cet essai avec les valeurs σ_c = 1 435 MPa et d = 90 μm et encore moins par σ_c = 1 720 MPa sur d = 50 μm. Nous travaillons dans deux directions:

— du point de vue numérique, la zone qui détermine l'initiation de la rupture, située devant la pointe de la fissure, subit des déformations très importantes supérieures à 50%; à ce niveau de déformation, nous ne connaissons pas la loi de comportement du matériau; la modélisation qui est utilisée actuellement (écrouissage linéaire à l'infini) doit être améliorée.

— les expériences vont être refaites car dans les premières expériences, le ligament des éprouvettes était un peu différent de l'éprouvette calculée et certains résultats expérimentaux ne sont pas satisfaisants.

Essai n° 3

Une éprouvette axisymétrique fissurée est soumise à un allongement $2U_y$ = 300 μm (amorçage à 100°C) à 100°C; tout en maintenant la charge, on descend la température à − 196°C et on charge à rupture à − 196°C. La valeur du K_{IC} apparent à − 196°C obtenu dans cet essai est 73,3 MPa $\sqrt{m}$.

Le calcul est uniquement effectué avec le maillage carré simple (maille de 0,2 mm); ceci est jusitifé puisque le COD valant 0,2 mm, la zone où la contrainte σ_{yy} est maximale et donc où va s'amorcer la rupture par clivage est située à une distance de la pointe supérieure à 300 μm. Nous avons vérifié qu'à une telle distance, cette discrétisation

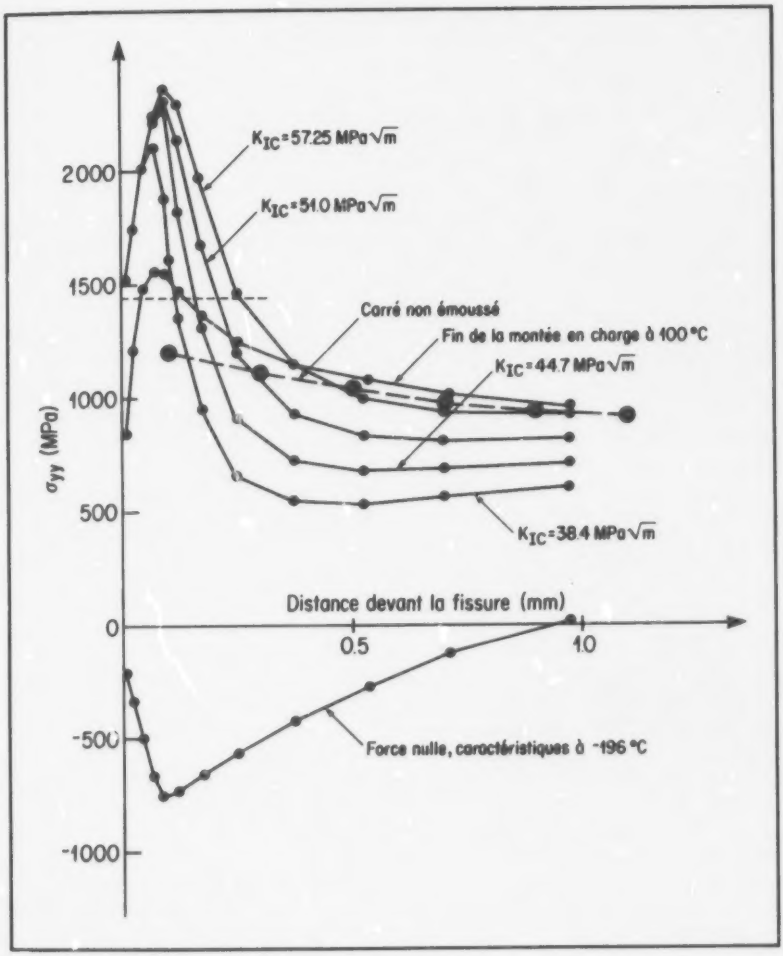


Figure 49
Variation de σ_{yy} devant la fissure pour la décharge et la charge à − 196°C ($2U_y$ = 190 µm).

est acceptable. Lors du passage à − 196°C à charge constante, la structure devient entièrement élastique. La contrainte σ_{yy} maximum vaut alors 1 200 MPa (fig. 50). Lorsqu'on augmente la charge à − 196°C, la contrainte σ_{yy} continue d'augmenter dans une structure qui reste strictement élastique jusqu'au chargement correspondant à un K_I apparent de 69,5 MPa $\sqrt{m}$. Pour ce chargement, un premier

point de Gauss situé derrière la pointe de la fissure est plastifié. Pour ce chargement, on a dépassé σ_c = 1 435 MPa sur une distance supérieure à 300 μm; mais comme devant la fissure, le matériau est élastique, il n'a pu se créer de microfissures de clivage. Il faut attendre les chargements correspondant à des K_{IC} apparents de 73 MPa $\sqrt{m}$ et de 77 MPa $\sqrt{m}$ pour voir apparaître une zone plastique devant la fissure, dont la dimension peut être évaluée à 50 μm et 100 μm, soit quelques tailles de grain; une microfissure de clivage peut donc s'amorcer et elle est alors immédiatement instable puisque σ_c dépasse 1 435 MPa sur plus de 600 μm! Ceci montre bien que de la plasticité est nécessaire pour obtenir une rupture par clivage.

Conclusion

Nous nous sommes dotés d'outils numériques permettant de simuler tout le trajet de chargement en prenant en compte l'émoussement de la pointe de la fissure et les contraintes résiduelles. Ceci doit nous permettre de quantifier l'effet de Warm Prestress à l'aide du critère σ_c à la distance d; néanmoins, des travaux à la fois sur le plan numérique et surtout sur le plan expérimental restent à faire pour obtenir un accord plus satisfaisant entre les expériences et le calcul.

La simulation de l'essai n° 3 montre clairement qu'il faut créer une zone plastique devant la fissure pour initier une microfissure de clivage. C'est en particulier ce qui se produit sur la figure 40 pour la virole de coeur en cas de rupture de tuyauterie primaire.

Lorsque K_I dépasse K_{IC} la structure est entièrement élastique et donc la rupture par clivage est impossible; pour provoquer la rupture, il faudrait augmenter le chargement jusqu'à provoquer une plastification locale (quelques grains) devant la fissure.

Une interprétation séduisante peut être avancée en partant de l'analyse statistique de Weibull (réf. 8). Une réinterprétation quantitative précise de l'ensemble des résultats est en cours à partir de cette approche. Actuellement, les paramètres suivants donnent des résultats intéressants: m = 24, σ_o = 2 340 MPa, pour calculer la probabilité de rupture lorsque la distribution de contraintes dans le volume n'est pas homogène:

$$P = 1 - exp\left\{ -\frac{1}{V_o} \int \left(\frac{\sigma}{\sigma_o}\right)^m dv \right\}$$

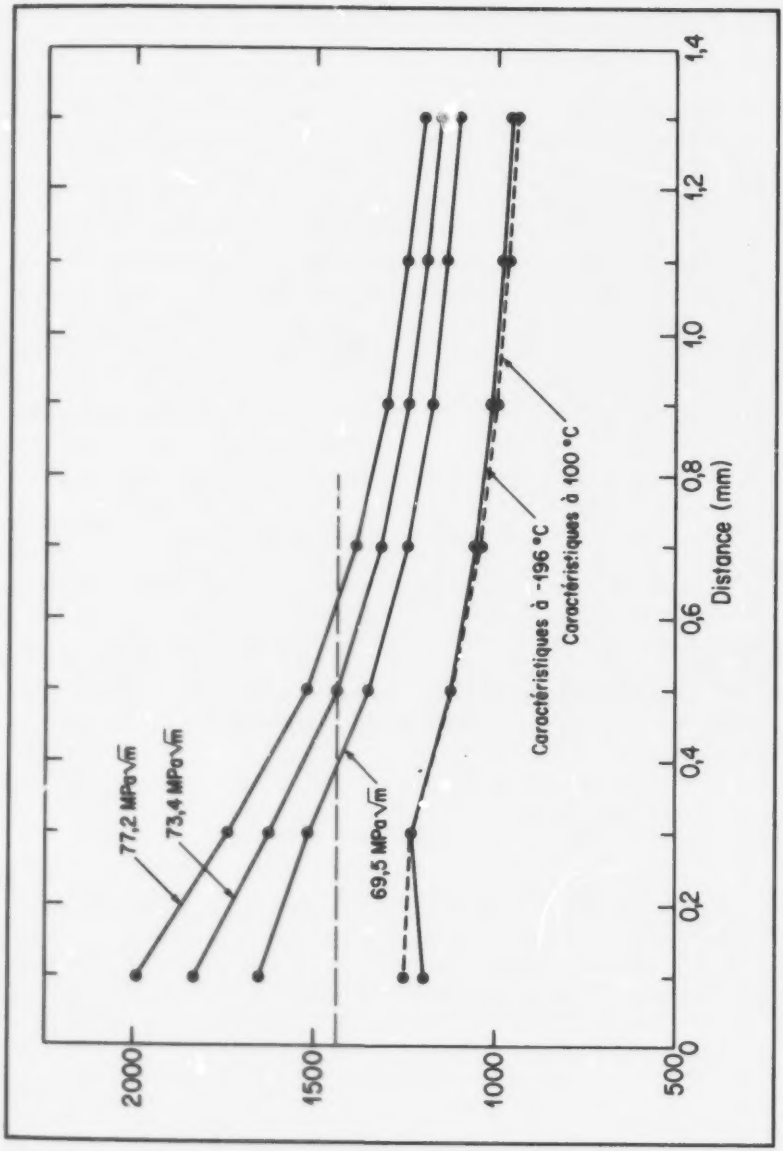


Figure 50
Variation de σ_{yy} devant la fissure pour une mise en charge à − 196°C.

6–Fatigue oligocyclique

Dans de nombreuses applications pratiques, il y est difficile de dissocier fatigue et rupture: l'une conduisant à l'autre. De plus, dans les applications réelles, les situations rencontrées sont:

— tridimensionnelles: il faut prévoir l'évolution de tout le front d'une fissure de surface elliptique en fonction du nombre de cycles,

— polymodales: la fissure est soumise à une superposition de modes I, II et III et évolue en changeant d'orientation,

— en plasticité non confinée: soit que la zone plastique de la fissure soit grande par rapport aux autres dimensions, soit qu'une petite fissure évolue dans une zone largement plastifiée de la structure,

— avec croissance sous plusieurs types de cycles différents se succédant.

Mise à part la dernière situation propre à la fatigue, les autres rentrent parfaitement dans le cadre du discours attaché à la rupture, nous pensons donc qu'une possibilité consiste à traiter tous ces problèmes de façon unitaire en simulant l'endommagement par fatigue du matériau situé le long du front de fissure, en considérant l'endommagement dans un volume caractéristique de métal pour tenir compte des importants gradients de déformations et de contraintes qui existent à la pointe d'une fissure. La démarche est donc la même que pour nos travaux précédents, seuls sont changés:

— les modèles de lois de comportement élastoplastique, qui deviennent cycliques,

— les fonctions d'endommagement qui sont maintenant de type fatigue oligocyclique (Manson-Coffin), cumulé (sommation de Miner), à la pointe de la fissure.

La méthodologie décrite pour la rupture est encore valable:

— On calcule les contraintes et déformations dans des éprouvettes commodes grâce aux modèles de comportement élastoplastiques cycliques qui peuvent être des modèles simplifiés.

— Les fonctions de dommages interviennent pour détruire le volume élémentaire, un relâchement des noeuds du calcul par éléments finis intervient et la fissure progresse.

6.1 Cas où la plasticité est confinée

Si la plasticité reste strictement confinée, on peut étendre directement à ces situations de faibles plasticités les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture, ce qui conduit à travailler avec des solutions élastiques, ce qui simplifie nettement les calculs.

Pour l'amorçage par fatigue des fissures dans les fonds d'entaillle de sévérité variée en sollicitation complexe, on vérifie actuellement qu'un critère très simple tel que $\sigma_{\theta\theta}$ max à une distance d, fonction du nombre de cycle à l'amorçage permet de de le prédire. Ce critère a l'avantage d'être directionnel, c'est-à-dire qu'il permet de fixer l'orientation de départ d'une fissure soumise à une superposition de modes (réf. 9 et 10).

Les expériences sont réalisées avec des éprouvettes CT normales ou à bras dissymétriques possédant des entailles de dimensions variées, et avec des éprouvettes plus sophistiquées pour les cas où l'on cherche à travailler dans des situations où la plasticité ne peut plus être considérée comme confinée.

6.2 Modèles mathématiques

Même si nous éliminons le problème spécifique à la fatigue: le cumul des dommages lorsque les sollicitations ne se réduisent pas à des cycles simples, demeure celui du critère d'endommagement.

Si par exemple, nous choisissons celui proposé par Manson-Coffin, où le trajet de charge est décrit par un seul paramètre, $\Delta\varepsilon_p$, amplitude de la déformation plastique pour le cycle stabilité et qui est un critère très simple, encore faut-il pouvoir calculer cette valeur avec une certaine précision.

Tous les calculs élastoplastiques peuvent être faits dans deux cas particuliers:

— La consolidation est considérée comme cinématique,

— La consolidation est considérée comme isotrope.

Partons de la courbe de comportement cyclique d'un acier de type 316 et pour une déformation donnée, traçons: les réponses théoriques pour les deux cas précédents et la réponse expérimentale obtenue grâce à une éprouvette de fatigue oligocyclique (fig. 51). Il est clair que les différences sont notables.

En conséquence, pour mettre en place une méthodologie simplifiée tenant compte de la plasticité, il faut se doter de moyens qui conduisent à des réponses aussi réalistes que possible.

Bien évidemment, actuellement, il n'est guère envisageable d'exécuter des calculs de plasticité cyclique sur les structures réelles pour deux raisons majeures: le coût et le stockage de l'information. Mais nous devons pouvoir simuler des expériences simples de laboratoire

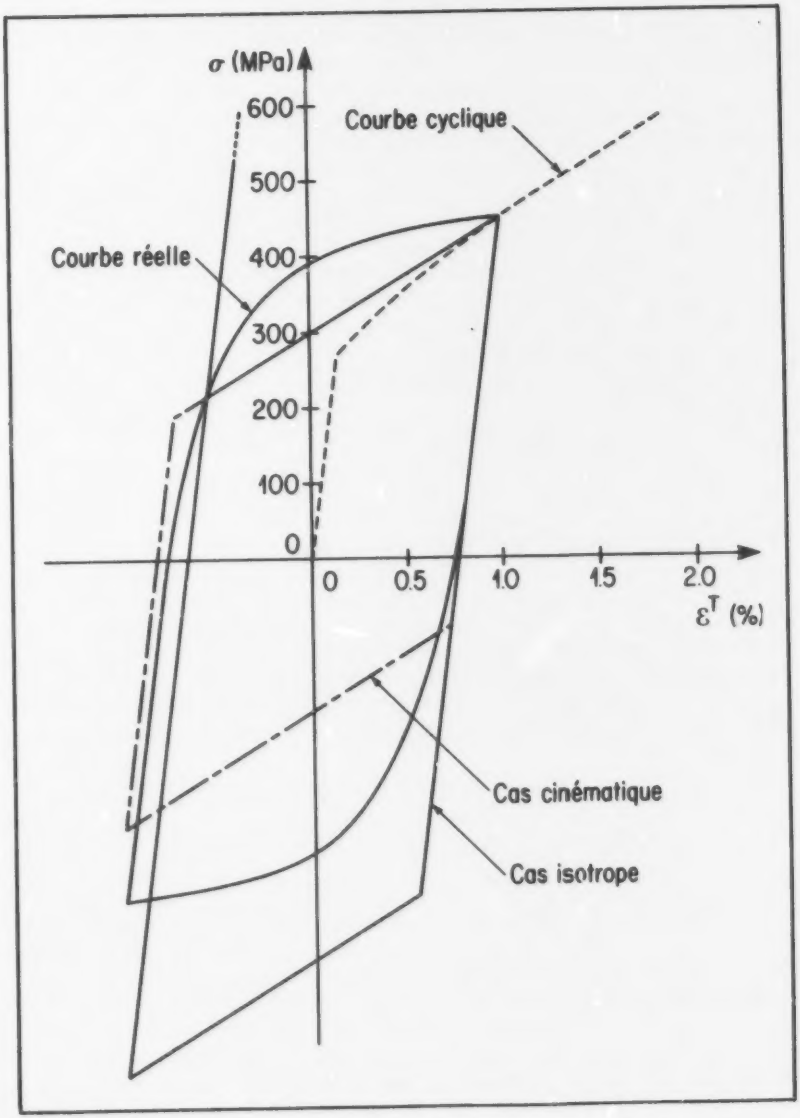


Figure 51
Réponse en fatigue oligocyclique.

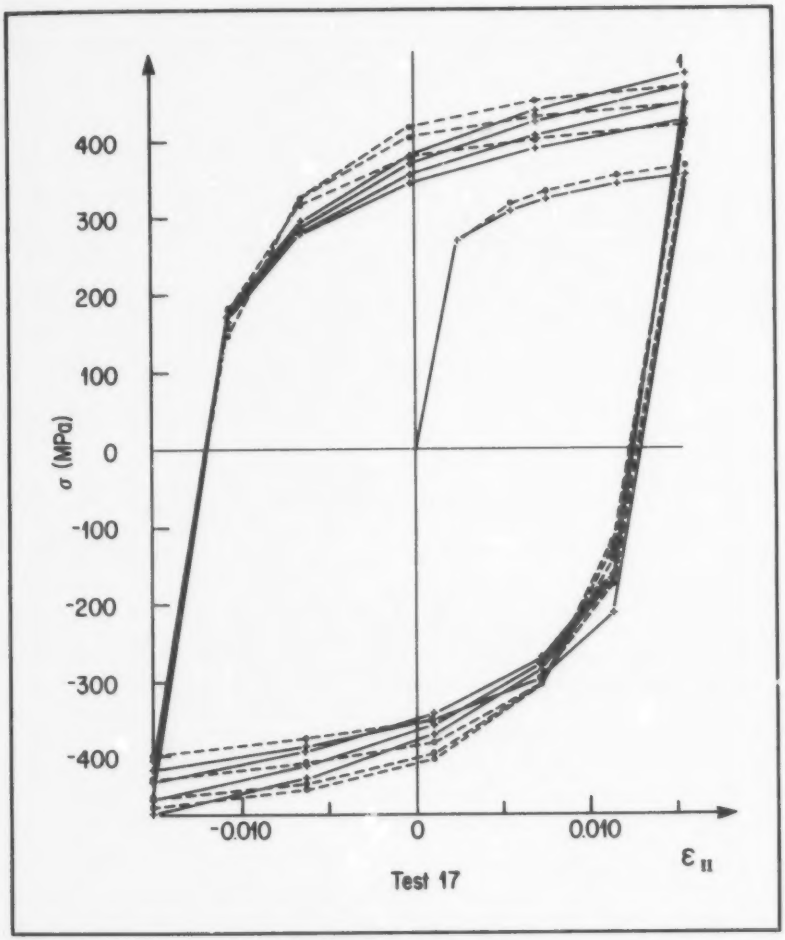


Figure 52
Fatigue oligocyclique. Résultats pour le cas d'un cycle simple.

afin de bien qualifier les approches simplifiées qui sont nécessaires aux constructeurs.

Pour cette raison, nous avons rendu opérationnel plusieurs modèles mathématiques de plasticité cycliques: celui dû à M. A. Eisenberg (réf. 11) et pour lequel il est présenté quelques résultats théoriques:

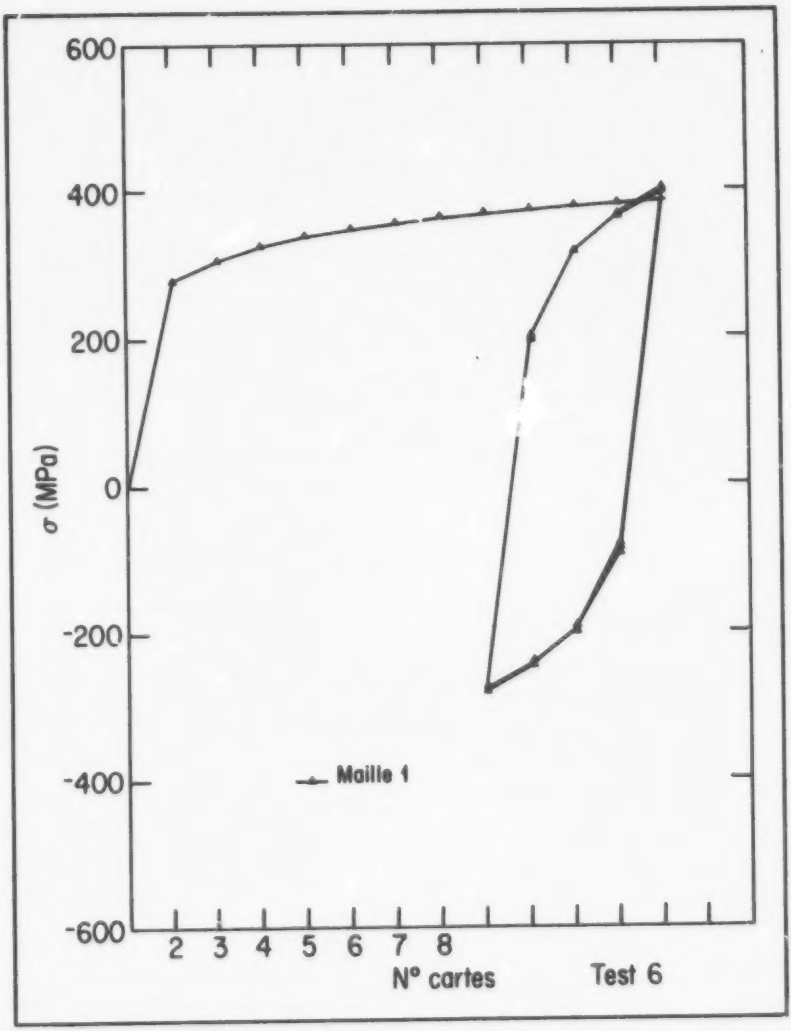


Figure 53
Fatigue oligocyclique. Résultats pour un cas plus complexe.

— figure 52: cas d'un cycle simple avec comparaison à la réponse expérimentale,

— figure 53: pour un cas plus complexe.

D'autres modèles existent; citons en particulier celui dû à l'équipe Chaboche, Dang Van (réf. 12) que nous allons introduire dans notre outil de calcul: le système Titus. Ainsi, munie de ces outils, l'interprétation des essais va pouvoir se faire convenablement. De plus, la transposition au cas réel se fera avec moins d'empirisme.

7 – Simulation des effets dûs au soudage

La grosse chaudronnerie oblige les constructeurs à effectuer de nombreux joints soudés de grandes dimensions pour lesquels plusieurs centaines de cordons de soudure sont nécessaires. De plus, le nucléaire impose des revêtements métalliques (acier inoxydable), obtenus par fusion de métal, aux parois de récipients. Les codes ou les règlements (réf. 1 et réf. 3) demandent que la structure métallurgique, l'état de contrainte et les défauts tolérés ne puissent en aucun cas être la cause de l'apparition d'un dommage, ni plus généralement d'un affaiblissement de la sécurité de l'appareil.

Ceci nécessite d'une part la démonstration que les procédés de fabrication assurent la sécurité de l'appareil en exploitation, compte tenu des matériaux employés et de sa conception, d'autre part que de nombreux essais non destructifs soient effectués aux divers stades de la fabrication.

Actuellement, la criticité de défauts révélés en fabrication correspond plus à des connaissances empiriques et notamment à l'expérience que l'on a dans la pratique et l'industrie, qu'à une démonstration de la nocivité des défauts.

Dans le but d'apporter des réponses quantitatives sur les effets dus au soudage, nous développons un outil de calcul puissant pour calculer:

— la structure métallurgique de la zone affectée par la chaleur pour en déduire les contractions et dilatations provoquées par les changements de phase, les variations des caractéristiques mécaniques, le phénomène de «plasticité de transformation». Ceci nous a conduit à une modélisation mathématique des transformations métallurgiques.

Plusieurs exemples de calcul de métallurgie sont donnés:

- Figures 54 et 55 pour deux situations particulières de refroidissement, les cas où les transformations sont irréversibles, instantanées ou non.
- Figure 56 qui correspond à un cycle thermique réel qui se produit lors de la pose d'un cordon de soudure.

— puis les contraintes d'origine thermique fonction de la température et des transformations métallurgiques (thermoplasticité); elles sont souvent dénommées après une opération de soudage: contraintes résiduelles.

Des expériences sont en cours pour valider les modèles mathématiques que nous sommes obligés de mettre en oeuvre, et ainsi pouvoir comparer les résultats obtenus par la simulation numérique.

Notre effort porte notamment sur la modélisation de l'apport de chaleur et l'évolution des températures qui en découle car aucun résultat sérieux ne peut être obtenu si les cartes thermiques ne sont pas calculées avec une bonne précision.

Pour illustrer les possibilités actuelles, nous présentons:

- la comparaison de deux cycles thermiques, le premier est calculé sans que l'on introduise l'effet d'un changement d'état alors que le second en tient compte figure 57,
- l'évolution de l'isotherme 710° dans une modélisation bidimensionnelle, transversale d'un revêtement, obtenue par le procédé feuillard (fig. 58),
- la distribution des températures dans une modélisation bidimensionnelle longitudinale d'un revêtement obtenu par le procédé précédent (fig. 59).

Conclusion

En conclusion, dans un avenir proche, le constructeur pourra s'assurer que ses agréments de procédés pour le soudage peuvent se transposer sur pièces réelles avec un minimum de risques.

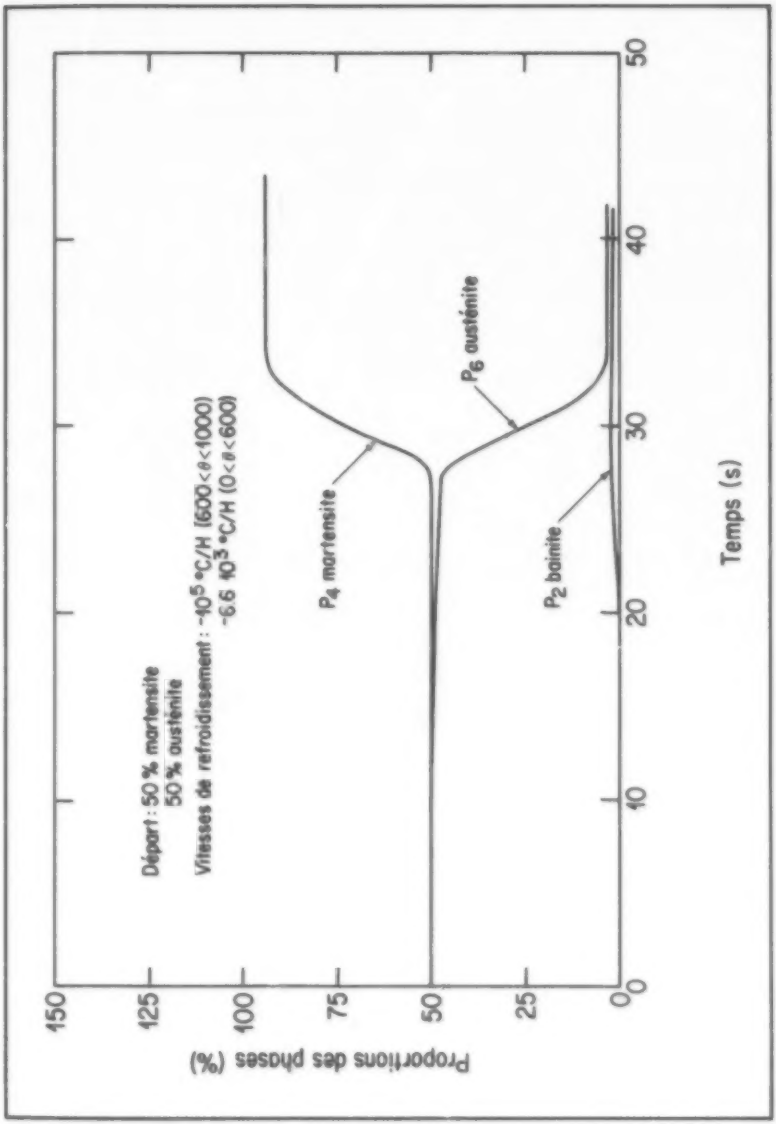


Figure 54
Cas d'une transformation irréversible, instantanée

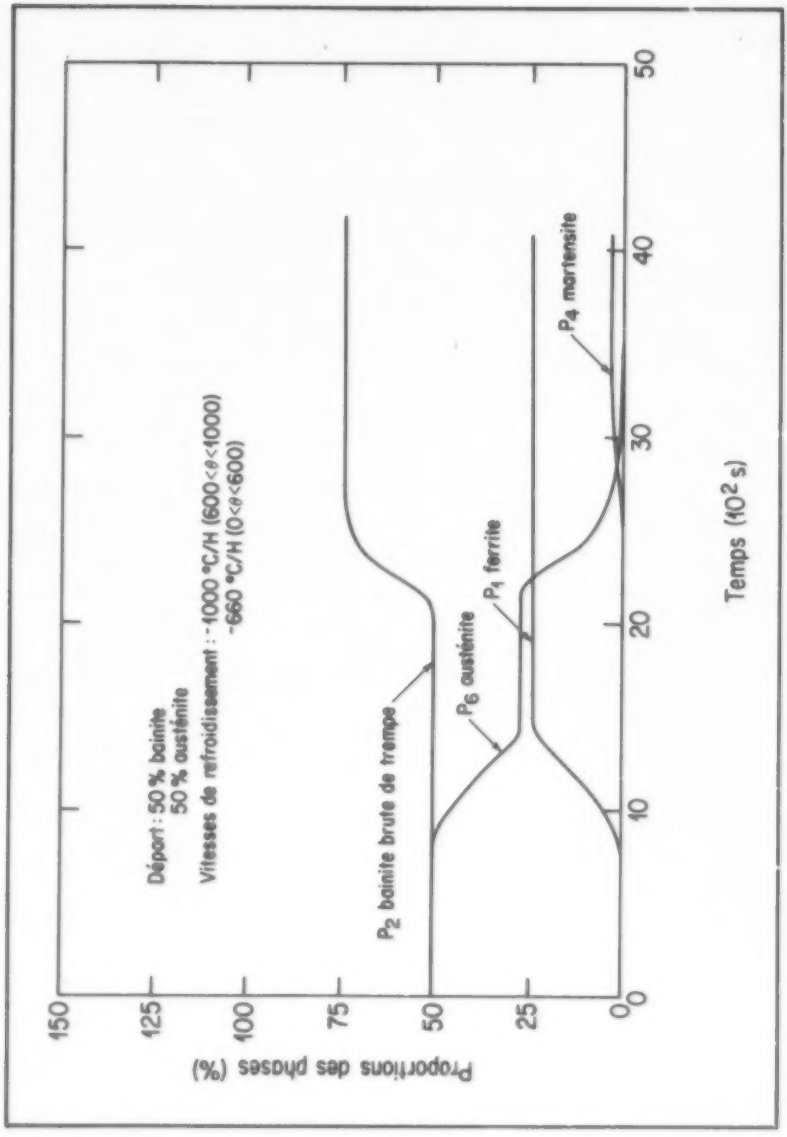


Figure 56
Cas d'une transformation irréversible, non-instantanée

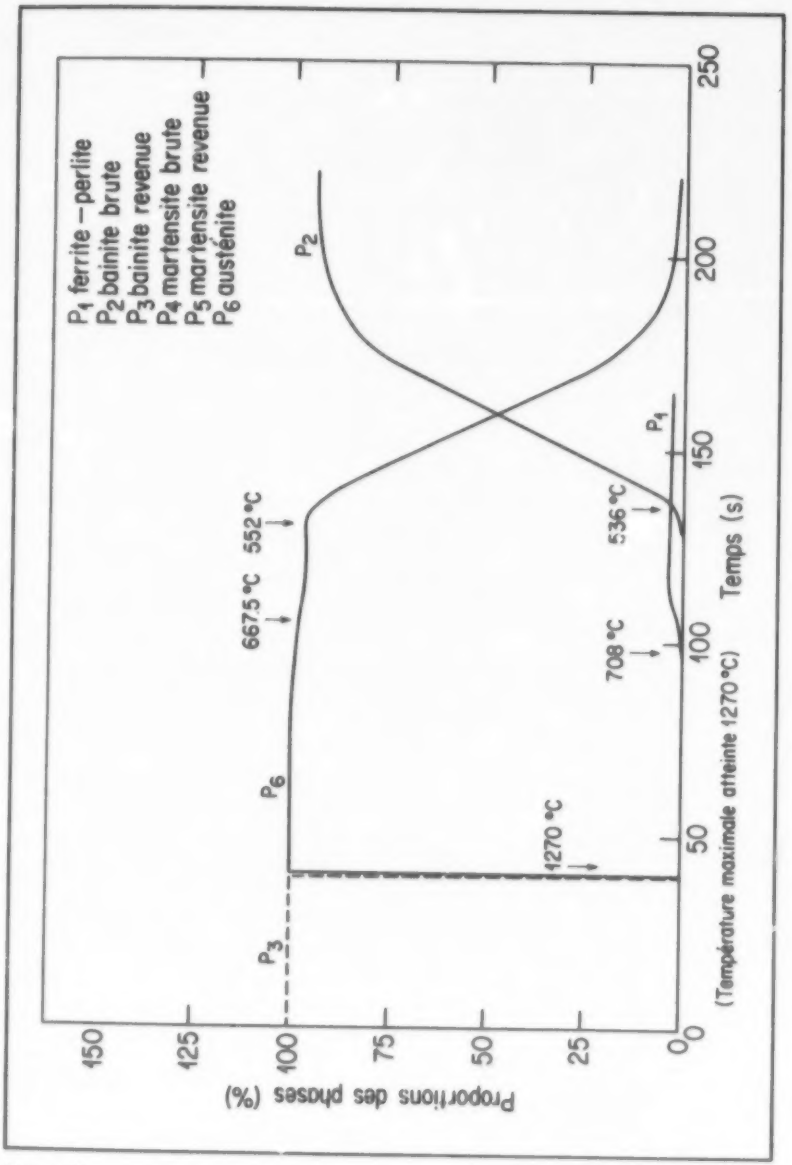


Figure 56
Transformations des phases. Cycle de soudage θ_{max} = 1 270°C

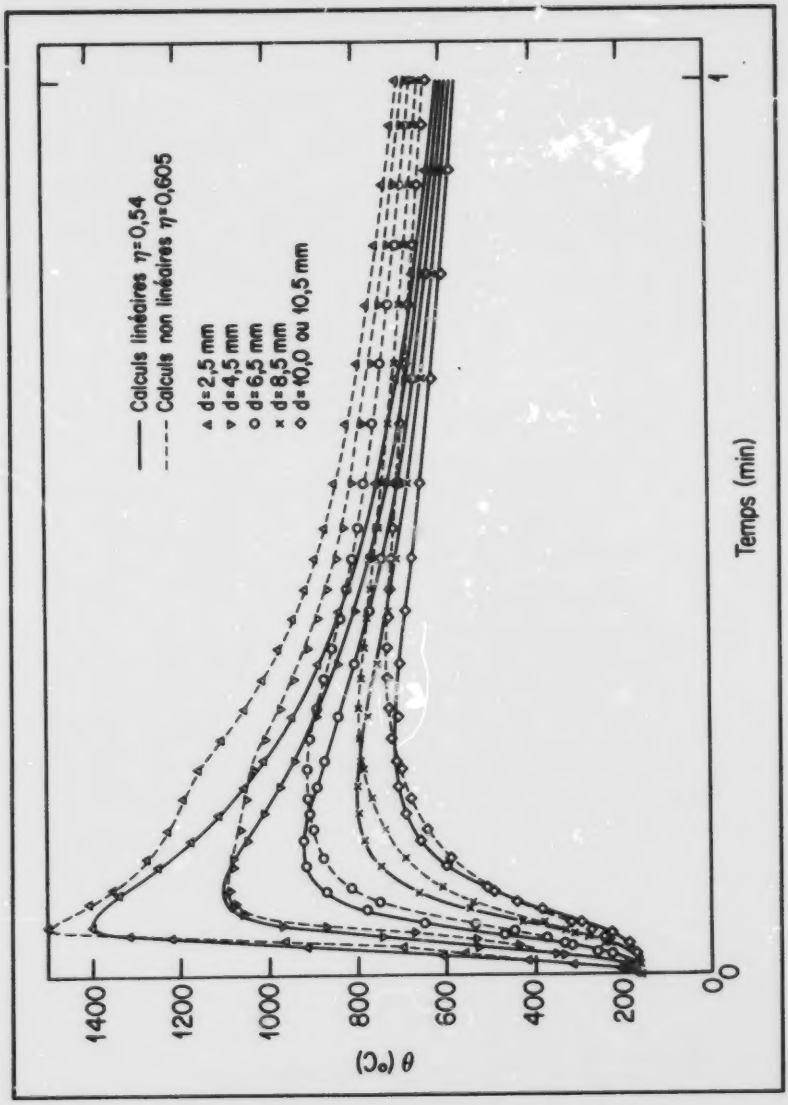


Figure 57
Distribution des températures avec et sans changement d'état

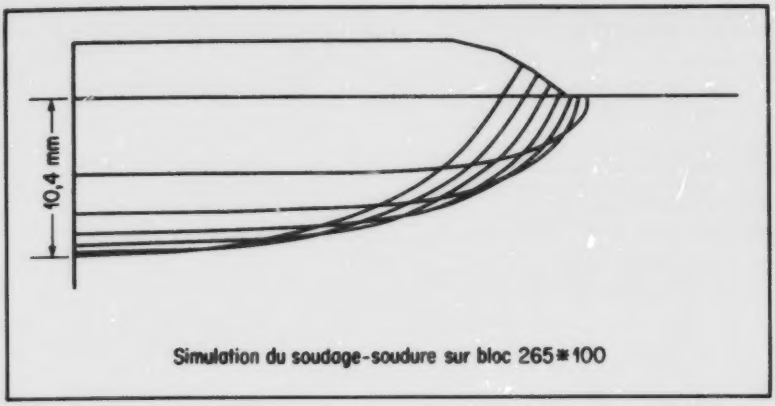


Figure 58
Évolution de l'isotherme 710°C (Ac_1) dans la modélisation bidimensionnelle transversale.

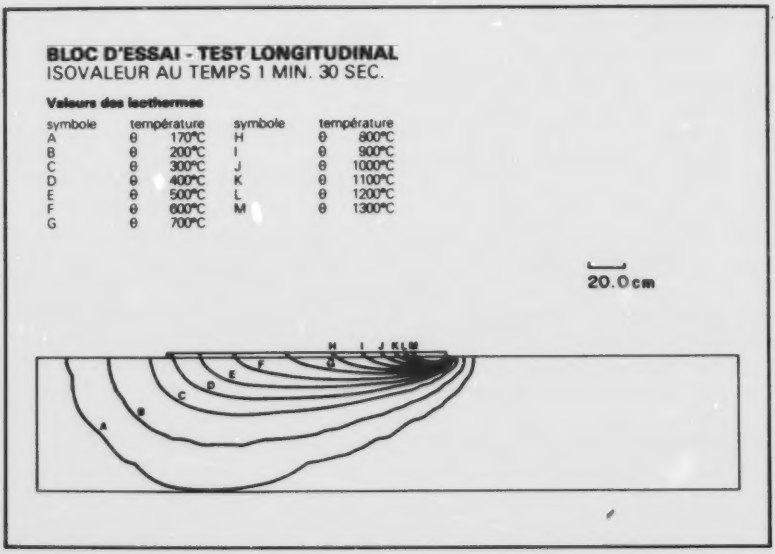


Figure 59
Distribution des températures dans la modélisation bidimensionnelle longitudinale.

Bibliographie

[1] Appareils à pression de vapeur. Circuit primaire principal des chaudières nucléaires à eau (arrêté et circuit du 26 février 1974).

[2] École d'été Franco-Québécoise — Montréal 14/23 juillet 80. Sûreté. Codes et réglementations. Y. d'ESCATHA.

[3] ASME Boiler and Pressure Vessel code.
• Section III — Division 1 and Division 2 — Nuclear power plant components.
• Section XI — Rules for inservice inspection of nuclear power plan components. Division 1.

[4] École d'été Franco-Québécoise — Montréal 14/23 juillet 80. Rupture. Introduction à la mécanique de la rupture. M.D. BUI.

[5] Budianski, Rice — Journal of Applied mechanics vol. 40 E n° 1 p. 201 (1973).

[6] Numerical study of initiation, stable crack growth and maximum load, with a ductile fracture criterion based on the growth of holes. ASTM, STP 668. Y. d'ESCATHA — J.C. DEVAUX.

[7] Ritchie R.O., Knott J.F., RICE J.R. — Journal Mechanics Phys. Solids 1973 vol. 21 pp. 395 à 410.

[8] Rapport Westinghouse WANL-TME-2688 «Theory and structural design applications of Weibull statistics».

[9] Criterion for analysing fatigue crack initiation in geometrical singularities. Y. d'ESCATHA et al.

[10] Détection de l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique. C. BATHIAS et al.

[11] Eisenberg, Journal of Eng. Mat. and Technology July 1976, p. 221.

[12] Modelization of the strain memory effect on the cyclic hardening of 316 stainless steel par J.L. CHABOCHE, KY DANG VAN et G. CORDIER.

Chapitre 11

Fatigue et rupture des récipients sous pression

D. François

1 – Introduction

La pratique habituelle pour le calcul des récipients sous pression consiste à limiter la contrainte à une valeur maximale admissible. Celle-ci est une fraction de la charge de rupture (souvent un tiers) ou de la limite d'élasticité. Pour se garantir contre le risque de rupture par fatigue, le dimensionnement classique limite l'amplitude de la contrainte de façon à rester en deçà de la courbe de durée de vie. Cette façon de faire revient à admettre que le matériau qui constitue la paroi du récipient est le siège d'un endommagement. Mais elle ne considère pas plus précisément sa nature physique. Dans un récipient soudé, il est difficile de garantir qu'il n'existe pas des défauts dans les cordons ou à leur voisinage. L'endommagement par fatigue résulte de la propagation de ces défauts initiaux. Elle peut conduire à la rupture du récipient. Il est donc important de pouvoir prévoir l'évolution des défauts et les conditions de leur instabilité.

Nous allons voir que la mécanique de la rupture permet théoriquement de résoudre ce problème, mais que son application se heurte à des difficultés plus ou moins résolues. C'est surtout sur ces difficultés que nous voudrions insister, en nous limitant d'ailleurs à des fonctionnements à basse température, c'est-à-dire en dessous de la température où le fluage commence à intervenir ($T<T_f/2$ où T_f est la température absolue de fusion).

2–Mécanique linéaire élastique de la rupture

2.1 Facteur d'intensité de contrainte

À l'extrémité d'une fissure, l'intensité du champ de contrainte, dans un matériau élastique linéaire, est caractérisée par un seul paramètre, le facteur d'intensité de contrainte K, fonction de la géométrie de la pièce et de la fissure, de la dimension de celle-ci et du chargement. D'une façon générale (cf. chap. 1):

$$K_I = \sigma Y \sqrt{a} \qquad (1)$$

où Y est un facteur géométrique (souvent fonction de a), σ la contrainte nominale et a la longueur de la fissure [1 à 9].

(En général, nous nous limiterons au mode I d'ouverture de fissure, au quel cas $K = K_I$). Pour un récipient sous pression à paroi mince la contrainte normale maximale $\sigma = p\,R/t$ où p est la pression, R le rayon et t l'épaisseur de la paroi.

2.2 Propagation d'une fissure de fatigue

Paris a montré (cf. chap. 1) que cette propagation était donnée par une loi de forme:

$$da/dN = C\,(\Delta K_I)^m \qquad (2)$$

où da/dN est la vitesse d'avance par cycle et ΔK_I la variation du facteur d'intensité de contrainte et C et m des constantes du matériau (fig. 1).

Nous prenons comme exemple $da/dN = 4{,}754.10^{-13}\,\Delta K_I^{3{,}726}$, loi préconisée par l'ASME pour les aciers SA 533, grade B classe 1, SA 508 classe 2 et SA 508 classe 3 (unités SI).

Cette loi cesse d'être valable pour les faibles valeurs de K_I, quand on atteint une valeur de seuil de non-propagation ΔK_s. De même quand K_{max} se rapproche de la ténacité du matériau, la courbe s'infléchit et la propagation s'accélère beaucoup.

2.3 Rupture

La rupture brutale survient, si le comportement reste globalement élastique (en condition de zone plastique confinée) quand K_I atteint une valeur critique K_{IC} en déformation plane. K_{IC} est la ténacité du matériau.

2.4 Durée de vie

L'intégration de l'équation 2 permet de calculer la durée de vie. En supposant Y et $\Delta\sigma$ constant, on trouve que la durée de vie N_R (nombre de cycles avant rupture) est donnée par:

$$N_R = [(1/a_o)^{m/2-1} - (Y\sigma_{max}/K_{IC})^{m-2}]/(m/2-1)\ C\ (Y\Delta\sigma)^m \text{ (fig. 2).} \quad (3)$$

Pour garantir une durée de vie N_R sous une pression de service p_s, il faut donc s'assurer que les défauts initiaux ont une dimension inférieure à a_o. En général, cette dimension est plus petite que les limites du contrôle non destructif. Un essai de timbrage à une pression p_t telle que:

$$Y\ p_t\ (R/t)\ \sqrt{a_o} = K_{IC} \quad (4)$$

ferait éclater un récipient cylindrique contenant une fissure de dimension supérieure à a_o (R et t sont respectivement le rayon et l'épaisseur de la paroi). Ce timbrage garantit donc une durée de vie supérieure à N_R pour les récipients qui le subissent avec succès. En combinant les équations (3) et (4) on trouve:

$$p_t/p_s = [1 + N_R(m/2-1)\ (Y\ p_s\ R/t)^2\ C\ K_{IC}{}^{m-2}]^{1/(m-2)}$$

Il est souvent prudent d'être en condition de fuite avant rupture. Dans ce cas, la profondeur critique a^x d'un défaut sous la pression de service p_s est plus grande que l'épaisseur de la paroi t (par exemple $a^* = 1{,}5\ t$). L'équation (1) montre que cette épaisseur doit être au moins:

$$t^* = 1{,}5\ (Y\ p\ R/K_{IC})^2 \quad (5)$$

pour que la condition de fuite avant rupture soit remplie.

En fait il faut vérifier qu'après traversée, la longueur du défaut est inférieure à la valeur critique l^* donnée par:

$$(p\ R/t)\sqrt{\pi l^*} = K_C \quad (6)$$

En condition de fuite avant rupture la durée de vie N_R est donnée par:

$$N_R = [(1/a_o)^{m/2-1} - (1/t)^{m/2-1}]/(m/2-1)\ C(Y\Delta\sigma)^m \quad (7)$$

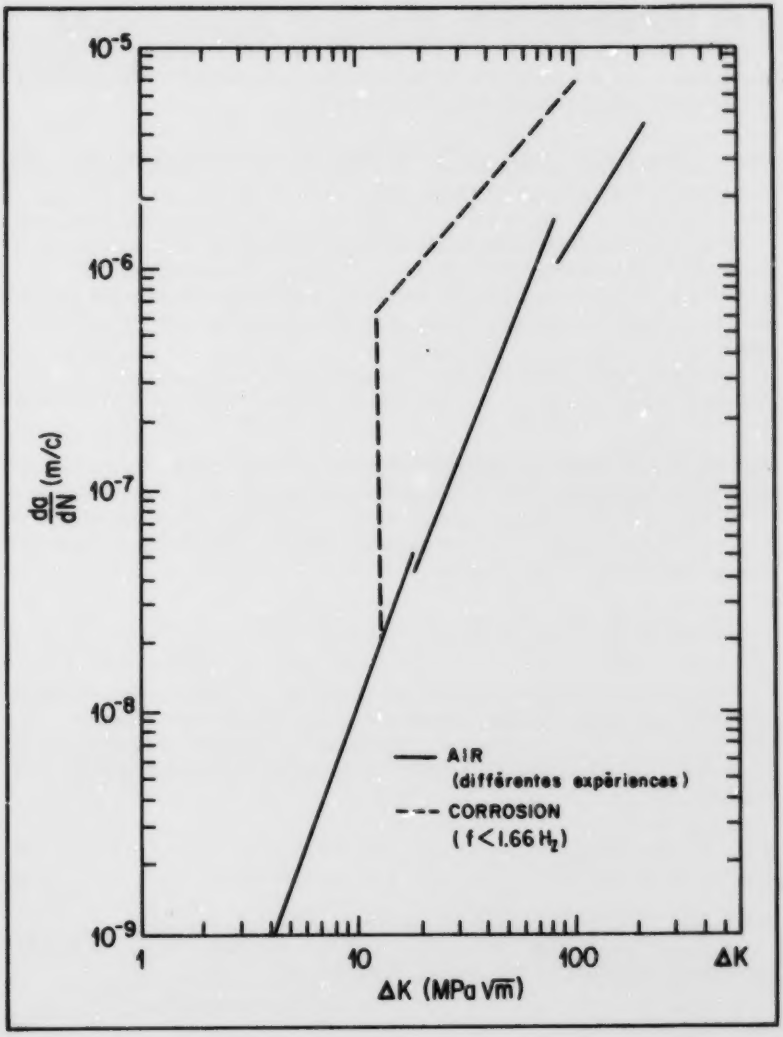


Figure 1
Loi de Paris pour un acier de cuve de réacteur nucléaire (A 533 B) [10].

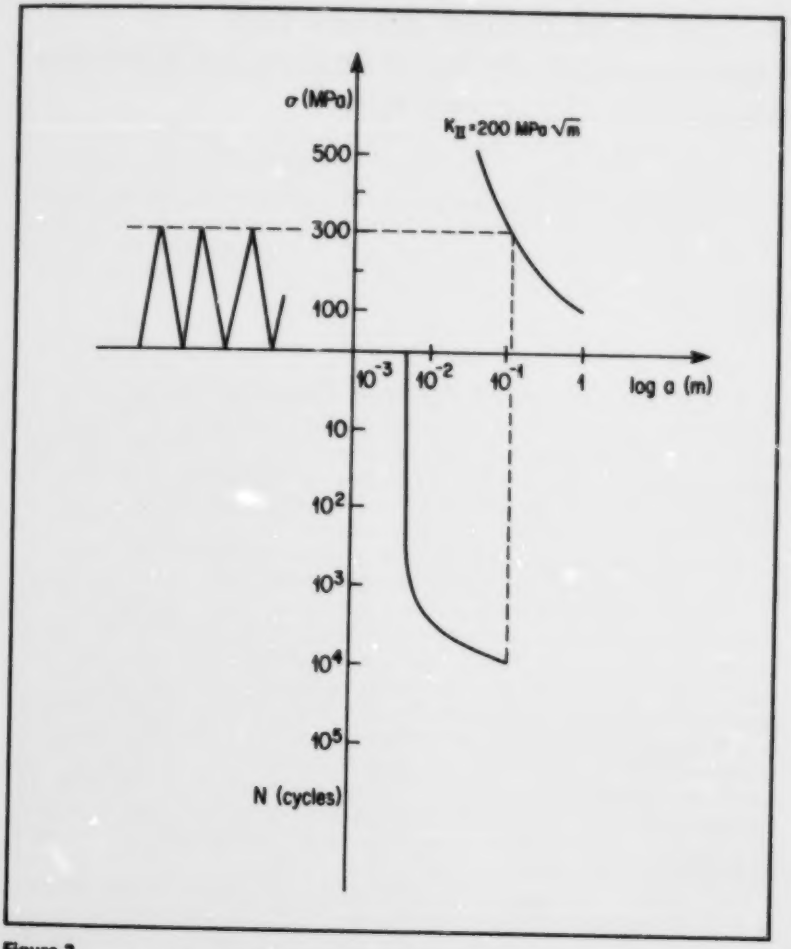


Figure 2
Détermination de la durée de vie d'une pièce et essai de timbrage. Hypothèse d'une fissure longitudinale sur la paroi interne d'un récipient cylindrique en prenant $K = 1{,}12\ (p(R/t)\sqrt{\pi a}$ où p est la pression, R le rayon et t l'épaisseur du récipient, a la profondeur du défaut.

3–Les problèmes posés par l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture

Nous attirons maintenant l'attention sur certaines difficultés d'application pratique de la mécanique de la rupture. En ce qui concerne la fatigue, des indications beaucoup plus complètes sont contenues dans «La fatigue des matériaux et des structures» de C. Bathias et J.B. Bailon [26].

3.1 Dimension et forme des défauts

Les défauts qui peuvent être traités par la mécanique de la rupture sont des fissures, des manques de pénétration, c'est-à-dire des défauts plans et pas les cavités, les pores et les inclusions. Cependant, la distinction étant difficile à faire, on traite souvent ces derniers comme s'ils étaient plans. La détection des défauts plans révèle souvent des formes complexes qui sont difficiles à analyser mathématiquement. Comme de toutes façons le contrôle non destructif ne permet pas de garantir qu'elles correspondent aux formes réelles, il est d'usage de les simplifier en les assimilant à des ellipses. C'est en particulier ce que recommande le code ASME, section XI. Les défauts détectés sont inscrits dans un rectangle dont les côtés sont alors le grand axe et le petit axe de l'ellipse considérée (fig. 3 et 4). Comme les ellipses dont le grand axe est parallèle à la surface de la paroi conduisent aux facteurs d'intensité de contrainte les plus grands, c'est cette disposition qui est toujours retenue pour l'analyse, pour des raisons de sécurité. En l'absence de théorie correcte pour les modes mixtes, c'est la projection du défaut sur le plan perpendiculaire à la contrainte principale maximale qui est prise en compte.

Un problème se pose si des défauts voisins interagissent ou s'ils sont très proches de la surface. Des calculs de facteurs d'intensité de contrainte de fissures ayant ces dispositions ont été effectués. Ils montrent que ces facteurs sont alors magnifiés. Pour simplifier l'analyse on peut considérer que dès que cette augmentation dépasse 5% les défauts coalescent très rapidement ou rejoignent la surface, et qu'ils ne forment alors plus qu'un. C'est ce que montre la figure 5 (code ASME).

Le Comité WEE 37 des «British Standards» donne à ce sujet des règles différentes et plus complètes car elles prennent aussi en considération des défauts non coplanaires. Le coefficient d'augmentation de K est là de 20% (fig. 6 et 7).

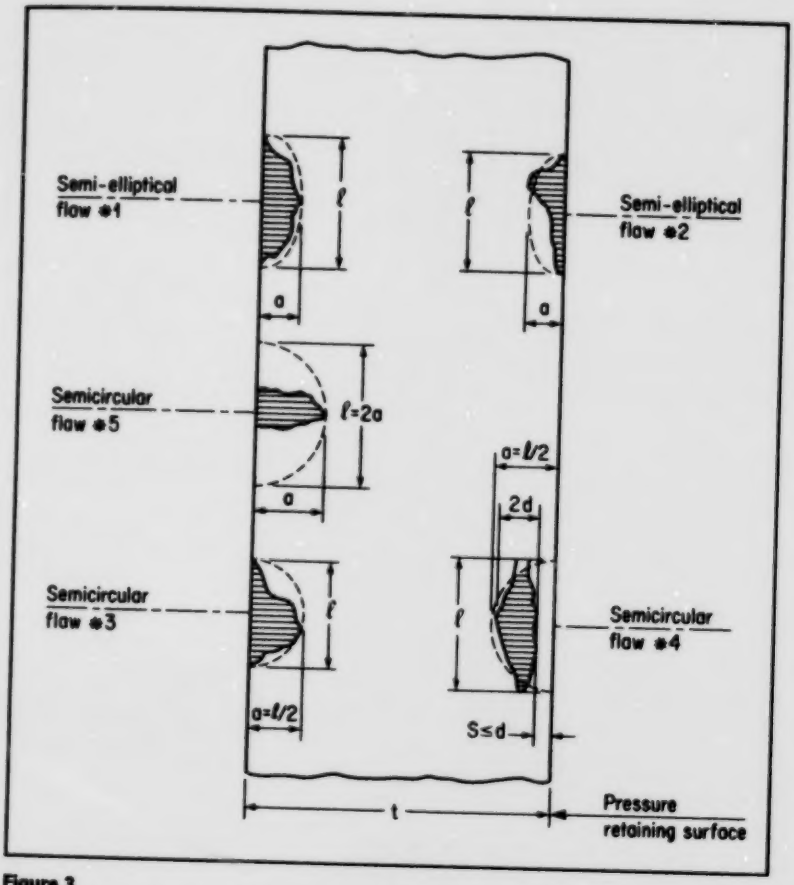


Figure 3
Assimilation de défauts débouchants à la surface à des fissures semi-elliptiques (code ASME, section XI).

Au moment de la conception d'un récipient, pour pouvoir faire l'analyse à l'aide de la mécanique de la rupture, il faut introduire dans les zones les plus chargées des défauts possibles. La section III du code ASME appendice G donne des règles pour placer ces défauts «postulés». On choisit des fissures débouchantes semi-elliptiques perpendiculaires à la direction de la contrainte principale maximale. Pour une épaisseur de paroi comprise entre 4 et 12 pouces (10 à 30 cm environ), la profondeur est prise égale au quart de l'épaisseur et la

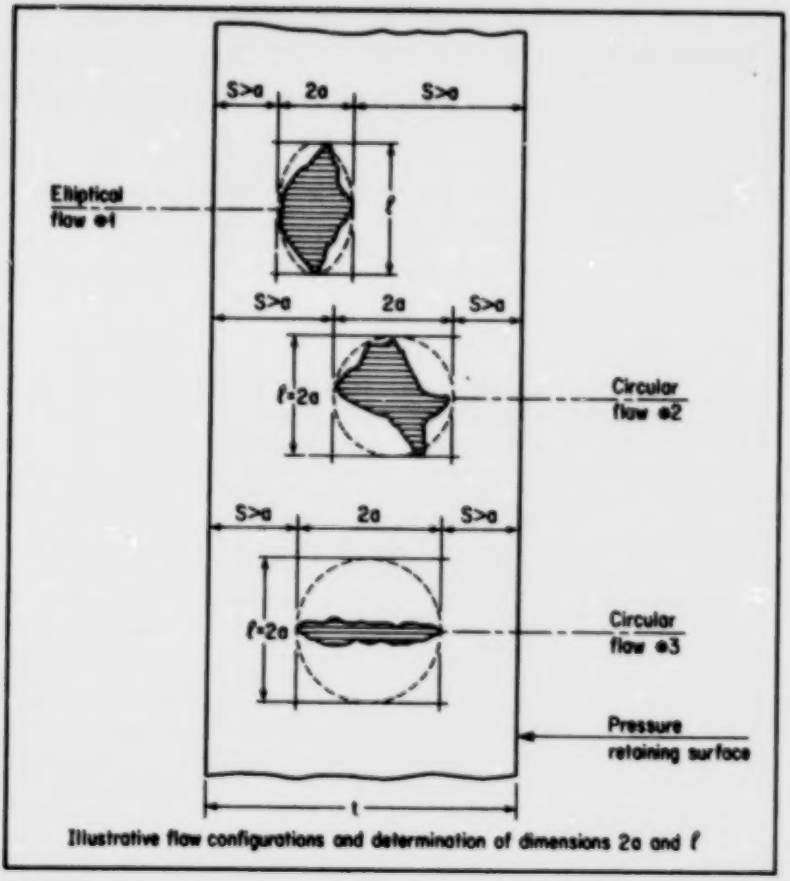


Figure 4
Assimilation de défauts internes à ces fissures elliptiques (code ASME, section XI).

longueur a une fois et demie l'épaisseur. Pour des parois d'une épaisseur supérieure à 12 pouces, la dimension est limitée à 3 pouces × 18 pouces et pour des parois d'épaisseur inférieure à 4 pouces la dimension est 1 pouce × 6 pouces. Il est toutefois possible d'adopter des dimensions plus faibles si l'on peut faire la preuve qu'elles ne seront pas dépassées dans la fabrication, par exemple grâce à un contrôle non destructif particulièrement soigné ou à un essai de timbrage.

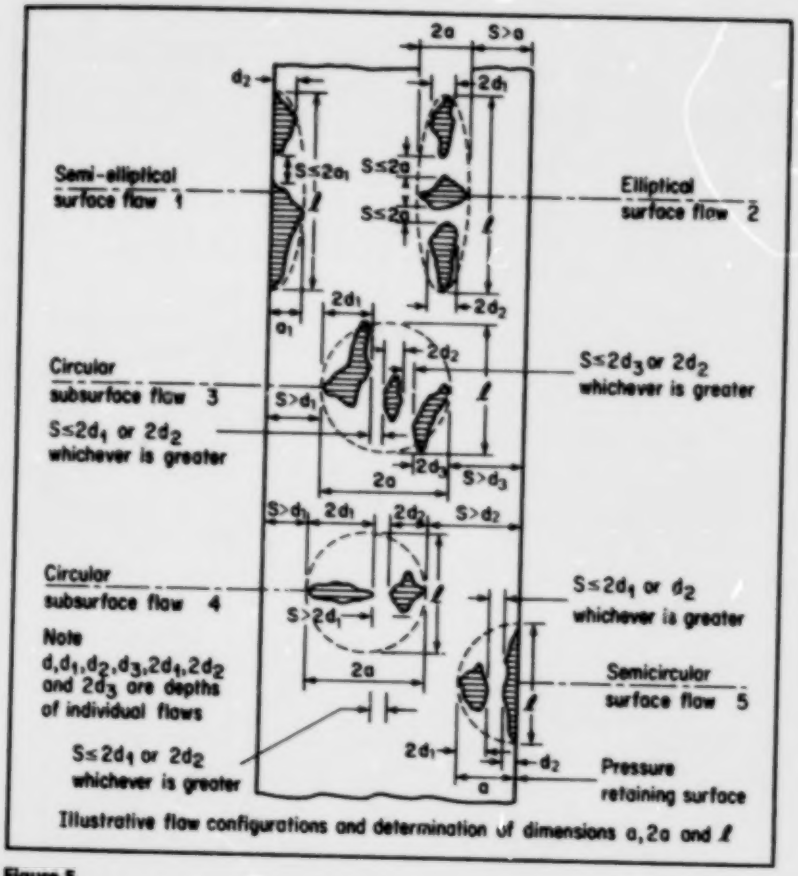


Figure 5
Assimilation de défauts proches à une seule fissure elliptique ou proches de la surface à une fissure semi-elliptique (code ASME, section XI).

3.2 Valeur de Y

Y est fonction de la géométrie de la pièce, de la forme et des dimensions de la fissure et du chargement.

Une méthode de calcul de K_I est donnée dans la section XI du code ASME [11].

$$K_I = \sigma_m M_m \sqrt{\pi} \sqrt{a/Q} + \sigma_b M_b \sqrt{\pi} \sqrt{a/Q} \qquad (8)$$

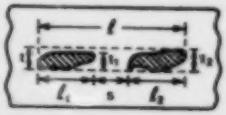
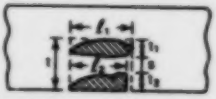
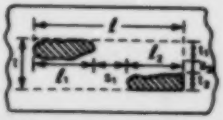
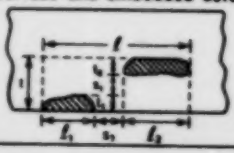
	Schematic defects	Criterion for interaction	Effective dimensions after interaction
	Coplanar surface defects		
1)		$s \leq \frac{\ell_1+\ell_2}{2}$	$t=t_2$ $\ell=\ell_1+\ell_2+s$
	Coplanar embedded defects		
2)		$s \leq \frac{t_1+t_2}{2}$	$t=t_1+t_2+s$ $\ell=\ell_2$
	Coplanar embedded defects		
3)		$s \leq \frac{t_1+t_2}{2}$	$t=t_2$ $\ell=\ell_1+\ell_2+s$
	Coplanar surface and embedded defects		
4)		$s \leq \frac{t_1+t_2}{2}$	$t=t_1+t_2+s$ $\ell=\ell_1$
	Coplanar embedded defects		
5)		$s_1 \leq \frac{\ell_1+\ell_2}{2}$ and $s_2 \leq \frac{t_1+t_2}{2}$	$t=t_1+t_2+s_2$ $\ell=\ell_1+\ell_2+s_1$
	Surface and embedded defects		
6)		$s_1 \leq \frac{\ell_1+\ell_2}{2}$ and $s_2 \leq t_1+\frac{t_2}{2}$	$t=t_1+t_2+s_2$ $\ell=\ell_1+\ell_2+s_1$

Figure 6
Assimilation de défauts coplanaires à une fissure elliptique (WEE 37).

Schematic defects	Criterion of interaction	Effective dimensions for interaction
Adjacent non coplanar embedded defects	$S_1 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ and $S_2 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ [l_1 & l_2 are projected lengths]	t the minimum height of containment rectangle constructed on the plane normal to the maximum principal stress in the weld $L=l_1+l_2+S_2$
Adjacent non coplanar embedded defects	$S_1 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ and $S_2 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ [l_1 & l_2 are projected lengths]	t the minimum height of containment rectangle constructed on the plane normal to the maximum principal stress in the weld $L=l_1+l_2+S_2$
Adjacent non coplanar surface and embedded defects	$S_1 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ and $S_2 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ [l_1 & l_2 are projected lengths]	t the minimum height of containment rectangle constructed on the plane normal to the maximum principal stress in the weld $L=l_1+l_2+S_2$
Adjacent non coplanar defects in intersecting welds	$S_1 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ and $S_2 \leq \frac{l_1+l_2}{2}$ [l_1 & l_2 are projected heights]	$t=l_1+l_2+S_2$ the minimum length L of containment rectangle constructed on the plane normal to the maximum principal stress in the weld
Principal plane normal to the maximum principal stress in weld or at the weld intersection	Projection of defects on to the principal plane	

Figure 7
Assimilation de défauts non coplanaires à une fissure elliptique (WEE 37)

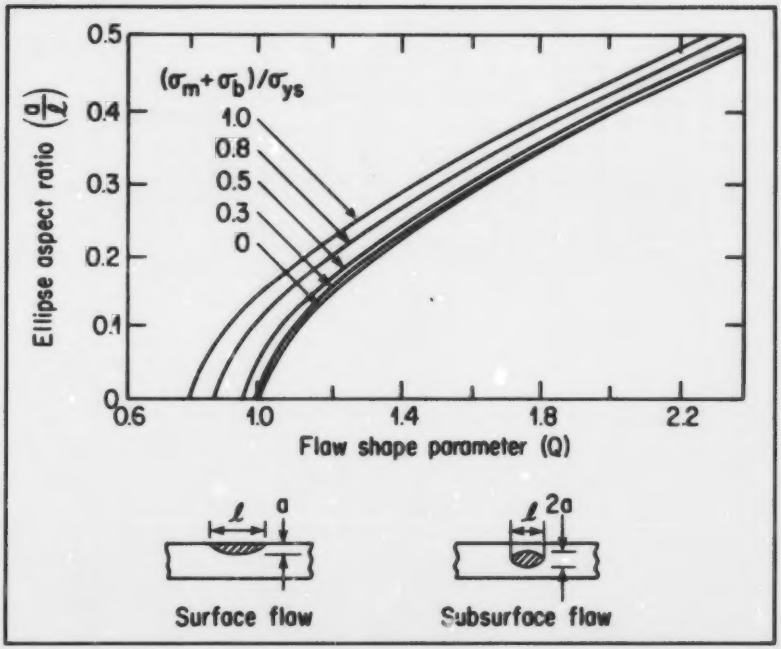


Figure 8
Facteur de forme Q pour une fissure elliptique [11].

Dans cette formule, σ_m est la contrainte de membrane ($\sigma_m = p\,R/t$), σ_b est la contrainte de flexion (qui s'ajoute à σ_m si on tient compte de la variation de contrainte dans l'épaisseur de la paroi). Q est un facteur de forme qui dépend notamment de l'excentricité du défaut représenté par une ellipse (fig. 8). M_m et M_b sont des facteurs correctifs qui tiennent compte de la profondeur relative a/t de la fissure (fig. 9 et 10). Il est à remarquer que ces facteurs mettent en évidence l'interaction de la fissure avec la paroi opposée. Ces figures montrent l'importance de la profondeur a du défaut, malheureusement beaucoup plus difficile à mesurer que la longueur 1.

De façon plus générale si la variation de contrainte dans la paroi peut être représentée sous forme polynomiale:

$$\sigma(n) = A_o + A_1x + A_2x^2 + A_3x^3 \qquad (9)$$

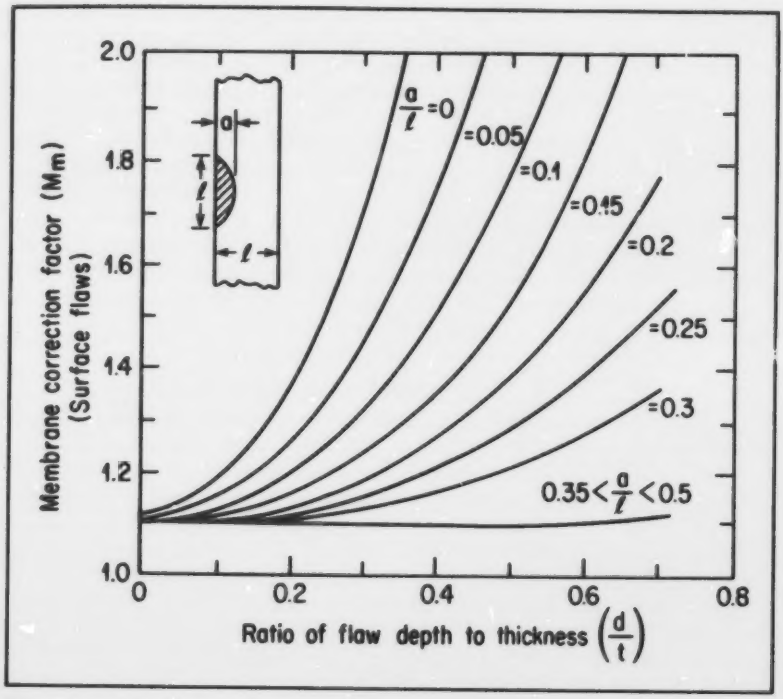


Figure 9
Facteur correctif M_m pour une fissure en surface [11].

Labbens, Pellissier Tanon et Héliot [12], Buchalet et Bamford [13] montrent que K_I est donné par:

$$K_I = (A_o f_o + a A_1 f_1 + a^2 A_2 f_2 + a^3 A_3 f_3) \sqrt{\pi a} \qquad (10)$$

Il est alors possible de calculer K_I en présence de contraintes provoquées par un gradient thermique.

Il est important de remarquer que la courbure du front de fissure introduit une variation du facteur K le long de ce front. Pour certaines géométries le calcul en a été fait (notamment par Héliot, Labbens, et Pelissier Tanon [14, 15, 16]. Il semble que l'évolution de la fissure en fatigue puisse être correctement prédite en considérant que chaque point du front suit localement la loi de Paris [17]. La rupture brutale survient au moment où K_{max} atteint la valeur critique K_{IC}. La fatigue tend à donner à la fissure une forme telle que K soit constant le long du

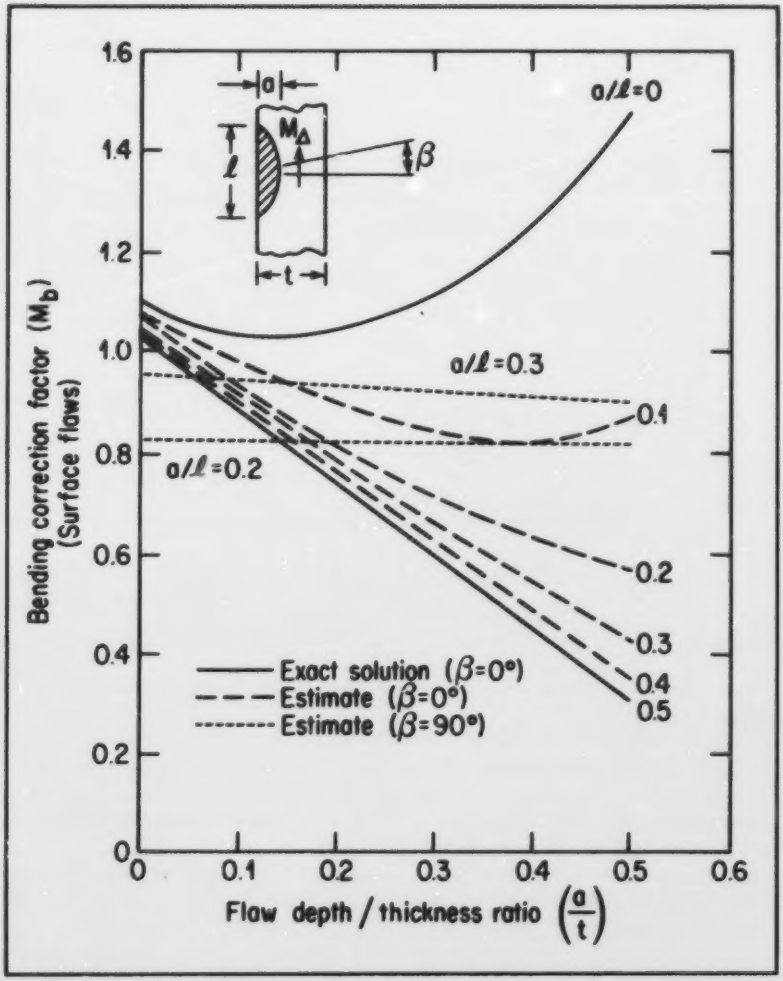


Figure 10
Facteur correctif M_b pour une fissure en surface [11].

front. Cependant, le comportement de la fissure au voisinage de la surface libre doit être assez différent de celui des points situés dans la profondeur de la pièce, car les zones plastiques y sont de nature très différentes. Ce problème est mal élucidé.

On rencontre souvent des cas de figures plus compliqués que celui d'une fissure semi-elliptique en surface, par exemple au raccordement des tubulures, zones particulièrement critiques, ou encore dans les coudes de canalisations. Il est alors toujours possible de faire une analyse numérique particulière pour le cas spécifique considéré mais il faut y mettre le prix (Schmitt, Keim, Wellein et Bartholome [25]).

Une autre difficulté résulte de la forme initiale du défaut qui bien souvent n'est pas du tout elliptique. Néanmoins, la fatigue régularise assez rapidement le front. Comme on l'a vu au paragraphe précédent, on peut prendre comme forme initiale une ellipse dans laquelle s'inscrit le défaut, provoquant ainsi une sous-estimation de la durée de vie, ce qui va dans le sens de la sécurité au détriment de la justesse.

3.3 Calcul de la contrainte

Les contraintes primaires (celles dues à la pression) sont relativement faciles à calculer même s'il y a des accidents de forme, à condition de disposer de programmes de calcul numérique performants. Il ne paraît pas inutile de comparer entre eux les résultats donnés par divers programmes. De même les contraintes secondaires d'origine thermique, si les évolutions de température sont connues, ne posent pas des difficultés de calcul insurmontables. L'utilisation de formules du type (9) permet alors de connaître K_I. Beaucoup plus délicate est la connaissance des contraintes résiduelles. Elles sont le résultat de l'opération de soudage. Leur mesure comme leur calcul sont sujets à caution. C'est là une importante source d'incertitude pour la rupture finale. Heureusement, l'effet est un peu moindre sur la propagation des fissures de fatigue puisque ces contraintes résiduelles sont constantes. Mais en modifiant le niveau moyen des contraintes, elles perturbent la vitesse de fissuration. On admet souvent, en l'absence d'autres données, que les contraintes résiduelles atteignent la limite d'élasticité du matériau. L'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture n'est alors plus légitime.

3.4 Influence du facteur $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ sur la vitesse de fissuration

Ce facteur, qui traduit le niveau de contrainte moyen, modifie souvent la vitesse de fissuration. Cet effet est particulièrement marqué au niveau du seuil.

Un grand nombre d'expressions empiriques ont été proposées pour rendre compte de l'influence de R dans la loi de Paris [18]. Par exemple

$$da/dN = C\,\Delta K^m\,(1 - R)^\beta \qquad (10)$$

Le calcul de la propagation pourrait alors être entrepris en intégrant cette expression. Cependant, il faut attirer l'attention sur une explication possible de l'influence de R. Elle résulterait de la fermeture de la fissure de fatigue par les contraintes résiduelles engendrées par la plastification en tête de fissure [19]. Or cette fermeture se produit principalement en surface et non pas à coeur. Il est alors très difficile d'extrapoler un comportement étudié sur une éprouvette plate à celui d'une fissure semi-elliptique superficielle.

3.5 Le cumul des charges

La loi de Paris est déterminée pour des cycles de fatigue tels que ΔK est constant ou lentement variable. Dans les cas courants où le récipient est soumis à un spectre de variations de contraintes, il faut connaître la règle de cumul des différents cycles de contrainte. La méthode la plus courante consiste à faire un cumul linéaire, comme si chaque cycle agissait indépendamment des autres. Il est connu que cette façon de procéder, qui a le mérite de la simplicité, conduit à des résultats erronés [20]. Il n'est que de considérer l'effet d'une seule surcharge, qui ralentit considérablement la fissure, au point d'en provoquer l'arrêt total si elle est suffisante. Ceci est dû aux contraintes résiduelles de plastification engendrées par la surcharge. Le cumul est alors difficile à faire mais le cumul linéaire conduit à une sous-estimation de la durée de vie, allant dans le sens de la sécurité.

3.6 Effet de l'environnement

Il convient de ne pas négliger l'effet du fluide contenu dans le récipient sur la vitesse de fissuration. En général, elle est augmentée. Seule l'expérimentation dans des conditions tout à fait proches des conditions réelles d'emploi peut donner la loi de Paris convenable.

3.7 Modes mixtes

La propagation des fissures de fatigue sollicitées en mode mixte est mal connue. On constate expérimentalement que le trajet de propagation n'est pas rectiligne et qu'il tend à orienter le plan de fissure de façon à ce qu'elle se propage en mode I pur. C'est pourquoi il n'est pas faux de ne considérer que ce mode pour les calculs.

3.8 Déformation plastique

La mécanique linéaire élastique de la rupture n'est utilisable que pour autant que la zone plastique en tête de fissure est de faible dimension.

La règle de l'ASTM indique que pour qu'il en soit bien ainsi, les dimensions de la pièce doivent être supérieures à $2{,}5\,(K_I/Re)^2$ où Re est la limite d'élasticité. Si la contrainte dans la paroi atteint la moitié de la limite d'élasticité, la condition précédente conduit à des épaisseurs de paroi de l'ordre de 2,5 a. Donc quand la profondeur de la fissure augmente, il va falloir appliquer des corrections de zone plastique. La profondeur doit être augmentée d'une longueur égale à $(\pi/6)\,(K_I/Re)^2$ en déformation plane. Puis le ligament restant entre la fissure et la paroi se plastifie entièrement. On sort alors du cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture. D'après certains auteurs on pourrait alors utiliser dans la loi de Paris non plus le paramètre ΔK mais le paramètre ΔJ variation de l'intégrale de Rice [21]. Encore faut-il pouvoir l'évaluer dans un problème pratique.

Une difficulté analogue se présente si la fissure est très peu profonde, car alors la plastification se développe vers la paroi où se trouve la fissure. La propagation a lieu alors dans une zone entièrement plastifiée. Dans ce cas encore ΔJ constituerait peut-être la réponse. Ce problème des fissures courtes est particulièrement crucial, car l'intégration de l'équation (2) montre que l'évaluation correcte du défaut de la croissance est primordiale. Or il s'agit de questions encore mal résolues.

La plastification joue également un rôle au moment de la rupture finale. Il n'est plus possible de la prédire en utilisant la ténacité K_{IC} si la zone plastique est trop développée. La mécanique élastoplastique de la rupture fait l'objet de nombreuses recherches dont nous avons vu les détails dans le chapitre 1. Elles utilisent principalement le concept d'intégrale J ou d'écartement de fissure (COD). Mais il subsiste encore de nombreuses difficultés pour les applications. Une des méthodes les plus pratiques semble être celle préconisée par le CEGB [22]. Elle propose une méthode simple d'interpolation entre le cas de rupture parfaitement ductile par instabilité plastique. Cette méthode est souvent appelée méthode des deux critères (fig. 11). Le rapport K_r de la pression de service à la pression de rupture fragile est calculé en utilisant les formules (1) et (8) en choisissant pour K_{IC} soit la valeur mesurée si cela est possible, soit la valeur déduite de la mesure de J_{IC}

$K_{IJ} = [J_{IC}E/(1-\nu^2)]^{1/2}$
où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson.

Cette façon de faire donne une condition d'amorçage de propagation, car l'instabilité de propagation, quand la plastification est importante, est précédée d'une phase de propagation stable.

Le rapport S_r de la pression de service à la pression limite provoquant la plastification totale, ruine plastique de la paroi, est calculé en utilisant par exemple la pression limite

$$p_L(R/t) = \sigma_{flow} = \frac{\sigma_u + \sigma_y}{2}$$

(où σ_u est la charge de rupture et σ_y la limite d'élasticité) réduite d'un facteur $1/(1 - a/t)$ pour tenir compte de la surface du ligament.

La formule indiquée sur la figure 11 découle de l'analyse de Bilby, Cotrell, Swinden, mais doit en fait être simplement considérée comme une formule d'interpolation empirique. Le développement complet de cette méthode nécessiterait un chapitre entier. Le lecteur intéressé la trouvera exposée par exemple dans [27].

Heureusement, pour la prévision de la durée de vie d'un récipient sous pression, la rupture finale joue un rôle relativement peu important dans l'équation 3.

3.9 Amorçage

Les défauts initiaux ne sont pas, en général, des fissures de fatigue. Avant qu'une fissure de fatigue se propage à partir de ces défauts, il faut compter avec une période d'incubation correspondant à l'amorçage de la fissuration. Difficile à évaluer, elle est le plus souvent négligée dans les calculs, mais cette sous-estimation de la durée de vie va dans le sens de la sécurité.

3.10 Remarque sur les approximations faites dans le calcul de la durée de vie

La formule (3) montre que:

$\Delta N_R/N_R$ vaut environ $\Delta N_R/N_R \approx (m/2 - 1)\Delta a_o/a_o + m\Delta\sigma/\sigma$

En effet, en général $1/a_o \gg 1/a^*$

Si $m = 3$, $\Delta N_R/N_R \approx 0{,}5\ (\Delta a_o/a_o) + 3\ \Delta\sigma/\sigma$

Une erreur de 1 mm sur une fissure initiale de 5 mm de profondeur conduit à une erreur de 10% sur la durée de vie. La qualité des contrôles non destructifs nécessaire donne à réfléchir.

Une erreur de 1 daN/mm^2 sur une contrainte de 30 daN/mm^2 conduit à une erreur de 10% sur la durée de vie. Une telle erreur de calcul n'est pas inconcevable.

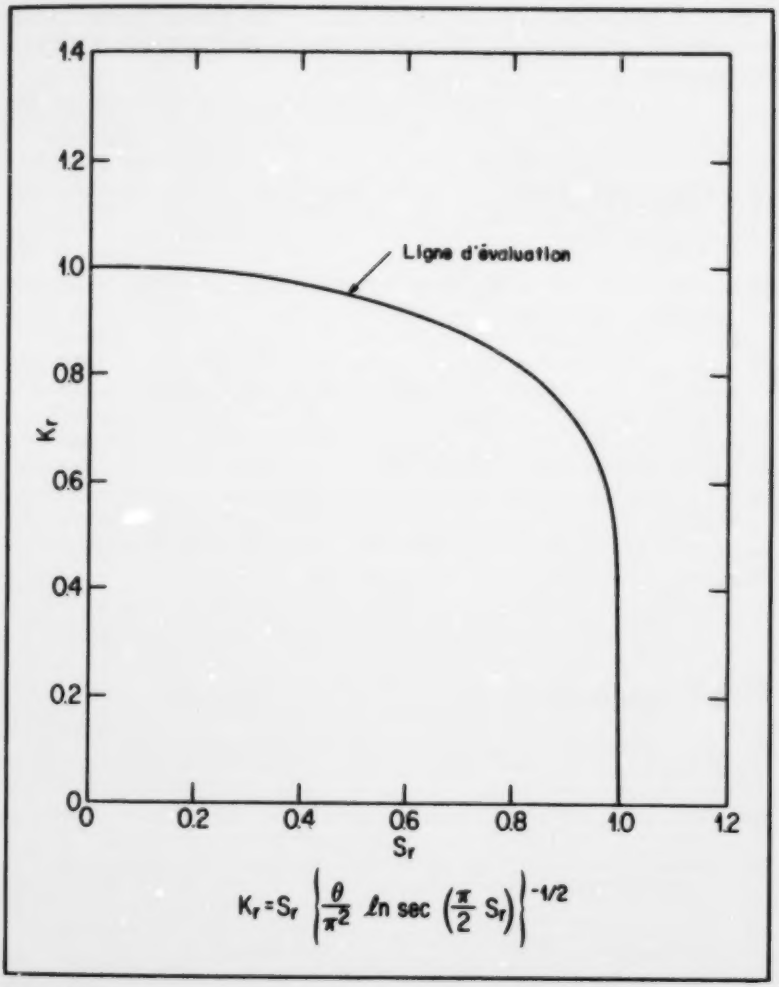


Figure 11
Méthode des 2 critères du CEGB. $K_r = p_s/p_r$ est le rapport de la pression de service à la pression de rupture calculée par la mécanique linéaire élastique de la rupture. $S_r = p_s/p_L$ est le rapport de la pression de service à la pression limite provoquant l'instabilité plastique du récipient.

Ceci, à quoi il faut ajouter toutes les sources d'incertitudes citées précédemment, met en évidence les limites de confiance à placer dans les résultats.

4–Conclusion

Théoriquement, la mécanique de la rupture offre un moyen séduisant de prédire la durée de vie en fatigue et la rupture de récipients sous pression. Néanmoins, son application pratique rencontre de nombreuses difficultés dont les plus importantes sont celles procurées par la présence de contraintes résiduelles, et par la plastification notamment au début de la croissance quand les fissures sont courtes. Les prévisions faites sont donc assez approximatives mais elles peuvent être très utiles dans bien des cas. Il convient enfin de mentionner que ce type de calcul peut entrer dans une évaluation probabiliste de la rupture de récipients sous pression [23], dont le principal mérite est de permettre une analyse paramétrique des différents facteurs de la qualité.

Bibliographie

[1] Fracture of Structural Materials, A.S. Tetelman et A.J. McEvily, J. Wiley and Sons, New York (1967).

[2] Fracture, H.J. Liebowitz, Academic Press, New York (1968).

[3] Fatigue of Welded Structures, T.R. Gurney, Cambridge University Press (1968).

[4] Fatigue Design, C.C. Osgood, J. Wiley, New York (1970)

[5] La rupture des métaux, D. François et L. Joly, Masson, Paris (1972).

[6] Fundamentals of Fracture Mechanics, J.F. Knott, Butterworth, London (1973).

[7] Elementary Engineering Fracture Mechanics, D. Broek, Noordhoff, Int. Pub. Leyden (1974).

[8] Fracture of Brittle Solids, B.R. Lawn and T.R. Wilshaw, Cambridge University Press, London (1975).

[9] Fatigue Failure of Metals, S. Kocanda, Sijthoff and Noordhoff (1978).

[10] Mécanique de la rupture fragile, H.D. Bui, Masson, Paris (1978).

[11] J.B. Rieunier, rapport partiel, contrat CEA, Université de Technologie de Compiègne.

[12] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Article A 3000 (p. 269).

[13] R. Labbens, A. Pellissier Tanon et J. Héliot, ASTM STP 590 (1976) 368.

[14] C.B. Buchalet et W.H. Bamford, ASTM STP 590 (1976) 385.

[15] J. Héliot, R. Labbens et A. Pellisier Tanon, XIth National Symposium on Fracture Mechanics, Blacksburg, Virginia (1978).

[16] I.S. Raju et J.C. Newman in The Proceedings of the Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, San Francisco (1977).

[17] J.J. McGowan et M. Raymund, XIth National Symposium on Fracture Mechanics (1978).

[18] Contrat DGRST n° 77.7.0695, J.A. Leduff, Université de Technologie de Compiègne.

[19] J. Masounave, École d'été franco-québécoise sur la fatigue (1978).

[20] A. Clerivet, Thèse de 3ème cycle, Université de Technologie de Compiègne, (1979).

[21] Ph. Taupin, Thèse de Docteur Ingénieur, Université de Technologie de Compiègne (1978).

[22] N. Dowling et J.A. Begley, ASTM STP 590 (1976) 82.

[23] R.P. Harrison, K. Loosemore et I. Milne, CEGB Report R/H/R 6 et R/H/R/ 6 Rev. 1 (1976).

[24] J. Dufresne, A. Carino, J. Quero, J. Grandemange, A. Pellissier Tanon, A.C. Lucia, J. Elbaz, The CEA sponsored research program on PWR reactor vessel failure probability calculation, SMIRT.

[25] W. Schmitt, E. Keim, R. Wellein et G. Bartholome, Int. J. Pres. Ves. and Piping, 8, (1980) 41.

[26] C. Bathias, J.P. Bailon, «La fatigue des matériaux et des structures», Malloine Éd. (1980).

[27] Advances in Elestoplactic Fracture Mechanics. L.H. Larsson Ed., Appl. Science Pub. London 1979.

Chapitre 12

La rupture en termes de risques et de probabilités

J.M. Thomas

1 – Introduction

Le risque de rupture est un critère important pour la sécurité des structures mécaniques. En conséquence, il est souhaitable d'avoir non seulement la possibilité d'évaluer la probabilité d'une rupture, mais aussi de pouvoir savoir quantitativement dans quelle mesure les choix des ingénieurs ont une influence sur la fiabilité et le risque. Deux obstacles majeurs empêchent d'atteindre facilement ces objectifs.

1. Les «disciplines spécifiques» qui affectent les prévisions de la fiabilité, telles que l'analyse des contraintes et de la mécanique de la rupture, le soudage, les types d'essais et les méthodes d'inspection, sont encore susceptibles d'être améliorées.

2. Les techniques de modélisation analytique capables de décrire les interactions complexes de ces différentes disciplines sont toujours à l'état d'ébauche.

Ce rapport décrit donc l'attitude à prendre pour vaincre ces obstacles. Nous établirons une méthodologie de travail analytique basée sur des calculs de probabilité pour estimer le risque et la fiabilité qui découlent de l'application de la mécanique de la rupture. Nous sommes pleinement conscients du fait que le manque d'adaptation et de précision des disciplines individuelles se ressentira dans les résultats. Nous présentons, à titre d'exemple d'amélioration possible de la prévision, les résultats d'un modèle développé par ordinateur. Il y a trois motivations majeures pour la construction d'un modèle qui pourront pallier ce manque de précision.

1. Au fur et à mesure que les disciplines individuelles progressent, le modèle fournit un mécanisme capable de déterminer l'impact de ces progrès sur le risque et la fiabilité.

2. Le modèle fournit un moyen d'identifier les faiblesses au sein des disciplines individuelles et ce en tenant compte, en particulier, de la façon dont elles s'interfacent avec les technologies connexes.

3. Bien que les résultats quantitatifs du modèle ne soient peut-être qu'approximatifs, les résultats relatifs obtenus en changeant les variables d'entrée du modèle peuvent fournir de bonnes informations.

La troisième motivation est traitée en détail dans ce chapitre. Des résultats de sensibilité sont donnés en réponse aux changements effectués dans les paramètres de contrôle, de contraintes appliquées, du nombre de cycles en service, de la ténacité du matériau, de son épaisseur et de la vitesse de propagation de la fissure. Le modèle peut être capable de mesurer la sensibilité du plus influent paramètre.

Chauncy Sterr [1] traite des relations générales entre la fréquence et la gravité d'événements où la fréquence est mesurée par le nombre de fois où un événement se produit et la gravité est une mesure de la perte encourue dans l'événement. L'acceptation du risque par le public est dépendante de ces deux facteurs, si bien que des événements graves (par exemple une inondation majeure) sont acceptés si leur fréquence est suffisamment basse, alors que les événements de faible gravité sont «acceptés» (par exemple une crevaison) à une fréquence plus élevée.

Un organisme américain sur la sécurité [2] a quantifié ce point de vue conceptuel du risque en définissant le risque R comme le produit de la fréquence f et de la gravité moyenne S d'un événement particulier (accident):

$$R = f S \tag{1}$$

La conception, la construction, le contrôle, les essais et les sollicitations en service d'une pièce ou d'un système, sont à l'origine qu'un ou plusieurs événements imprévus puissent survenir (par exemple réparation défectueuse, rupture du composant). Dans ce chapitre, la définition ci-dessus du risque a été légèrement généralisée de façon à refléter la possibilité de multiples événements. Le risque est défini par:

$$R = \sum_{J=1}^{J} P_J S_J \tag{2}$$

où J est le nombre considéré d'événements imprévus, P_J la probabilité (ou fréquence) que l'événement J se produise et S la gravité moyenne de l'événement J.

La mécanique de la rupture probabiliste permet d'estimer la probabilité que des bris se produisent au sein de pièces présentant des imperfections.

La probabilité que des événements se produisent est influencée par un certain nombre de paramètres de conception, d'expérimentation, d'inspection et d'opération, certains d'entre eux pouvant être contrôlés par les concepteurs et les opérateurs. Si l'un de ces paramètres contrôlables est changé, la probabilité de certains bris peut diminuer au détriment d'autres. Par exemple, l'utilisation d'un instrument extrêmement sensible de détection de défaut, pourrait réduire la probabilité de rupture d'une pièce (peut-être très légèrement) mais pourrait aussi augmenter grandement le nombre de réparations (peut-être inutiles). Par conséquent, le responsable doit faire face à une incertitude pour décider si un changement est souhaitable ou non. Nous supposerons dans ce chapitre qu'il est souhaitable de minimiser le risque global tel que défini par l'équation 2. En conséquence, le modèle sur ordinateur est conçu pour calculer le risque global pour une pièce de conception particulière donnée et avec les résultats d'expérimentation, d'inspection et d'opération donnés. En changeant l'ensemble de ces données, on peut constater l'effet sur le risque d'un changement envisagé.

Le plan de travail analytique (voir l'exemple choisi dans ce chapitre) prévoit de nombreuses variables affectant la fiabilité et le risque et d'autres variables pourraient être facilement ajoutées. Plusieurs de ces variables furent sélectionnées pour des études sur la sensibilité dans cet exemple. Elles sont:

variables de conception

- niveau de contraintes
- épaisseur de la pièce considérée

variables du matériau

- ténacité et vitesse de propagation de la fissure

variables d'expérimentation

- pression de timbrage

variables d'inspection

- seuil de détection des ultra-sons, largeur du faisceau, variance du signal

variables opérationnelles

- nombre de cycles en service

Les fiabilités prédites par notre modèle sont, dans le cas présent, peu précises. Néanmoins, les fiabilités relatives observées et dues au changement dans les variables de sensibilité devraient être assez justes.

2–Plan de travail analytique et conceptuel

La figure 1 illustre un plan de travail conceptuel qui a évolué en faveur de la compréhension de l'analyse par probabilité des systèmes structuraux et mécaniques, y compris de la mécanique de la rupture probabiliste. Il est reconnu que le cycle de vie complet et les décisions prises au cours de chaque phase du cycle influencent la probabilité de rupture d'une pièce. Il est également évident que la synthèse de toutes les considérations en un ensemble de décisions optimales ne saurait être réalisée en dehors d'un désidérata commun, tel que le risque.

La méthodologie d'optimisation précédemment décrite est légèrement plus vaste qu'il est nécessaire pour cerner le sujet de la mécanique de la rupture probabiliste. Par exemple, si on part du principe que le cycle de vie et toutes les décisions sont fixés, le calcul des résultats concomitants et probables serait toujours appelé analyse de la mécanique de la rupture probabiliste.

La position de l'analyste vis-à-vis de l'histoire en service est un autre facteur qui restreint généralement de telles analyses. Ceci est typique dans le cas d'industries utilisant des pièces toutes faites, ou ceux qui prennent les décisions dans la phase de service. Dans ces cas, les analystes ont peu ou pas de contrôle sur les phases de développement et de production et le résultat de l'analyse sera une optimisation partielle.

La figure 2 donne une vision plus précise du problème de la prévision statistique des ruptures. Des approches déterministes de la mécanique de la rupture supposent de manière conservatrice que de très grands défauts de taille a_b croissent, et ont aussi une faible chance non-définie d'être manqués à l'inspection ou au cours d'autres procédures. En mécanique de la rupture probabiliste il est reconnu que pour un ensemble de tailles de défauts $a \pm da/2$, il existe un nombre probable de défauts $pn\,(a)\,da$. La représentation de la taille du défaut est uni-dimensionnelle pour faciliter la discussion. Les défauts réels requièrent souvent une représentation dimensionnelle complexe. Ceci est illustré en figure 2a. La distribution de la probabilité de la taille initiale du défauts est fortement dépendante de la méthode de détection utilisée, du matériau, de la configuration de la pièce et de sa fabrication. Par exemple, les régions soudées sont plus susceptibles de contenir des défauts que le matériau vierge.

Pour caractériser les défauts de pièces en service, on doit connaître la sensibilité des méthodes d'inspection, ainsi que la distribution initiale des défauts. Lors de l'inspection, les défauts sont détectés avec une probabilité dépendant de la taille du défaut comme le montre la figure 2b. Le processus par lequel ceci se produit est illustré en figure

3, où des inspections à la fois réelles et idéales sont illustrées et comparées [3]. L'un des concepts clefs qui jusqu'à récemment limitait l'application de l'analyse MRP était une connaissance quantitative de l'incertitude d'inspection. Typiquement, un inspecteur fixe le niveau de sensibilité (S) qui idéalement devrait localiser toutes les imperfections de taille supérieure à b et ne pas indiquer la présence des défauts plus petits. Avec cette supposition, la probabilité d'avoir un défaut dans la pièce inspectée est la probabilité de ne pas détecter un défaut de taille a_1, ce qui est 1 moins la probabilité de rejet, P (R/a_1S). En réalité pour une sensibilité S, il y a probabilité de rejet pour chaque taille a de défaut. Ceci est énoncé quantitativement comme P (R/a, S), la probabilité de rejet pour des défauts réels de taille a et un niveau d'inspection S. Idéalement, P (R/a, S) = 1 pour des fissures où $a>b$ et P (R/a, S) = 0 pour des tailles $a<b$. Comme l'indique la figure 3, il existe cependant une probabilité définie de rejeter les pièces qui ont des défauts plus petits que b et une probabilité finie de ne pas rejeter celles qui ont des défauts plus grands que b.

Quand les procédures d'inspection (fig. 3) sont appliquées à une pièce qui contient à l'origine un nombre probable pn (a) d'imperfections de tailles a variées, la distribution des tailles de défauts après l'inspection devrait être modifiée tel que montré en figure 2c. La fonction du «nombre probable» est simplement la fonction de la densité de probabilité pd (a) fois le nombre probable ou prévu de défauts de toutes tailles dans le composant. L'inspection idéale éliminerait toutes les imperfections de taille supérieure à b. Mais en réalité, des imperfections plus grandes ne seront pas détectées alors que des défauts plus petits et sans importance causeront parfois le rejet. C'est cette distribution de la probabilité des imperfections après inspection, produit de la distribution du défaut de pré-inspection |pn (a)| et de la fiabilité d'inspection |1 − P (R/a, S)|, qui est introduite comme distribution des tailles (a_i) initiales dans un calcul de la probabilité de rupture.

Dans une pièce en service, certains des défauts grossissent et d'autres s'initient, entraînant une nouvelle distribution dépendante des conditions de service et de l'intervalle de temps entre les inspections. Si un défaut quelconque atteint une taille critique, la pièce se rompra en service. Autrement, une inspection pendant le service éliminera des défauts et changera encore la distribution des défauts, comme le montre la boucle de «retro-action» à la figure 2. Un exemple précis où les figures 2a et 2b ont été combinées de façon à avoir la figure 2c est montré à la figure 4. Cette figure fut adaptée d'après une analyse probabiliste de fissuration d'une installation de tuyaux pour une centrale nucléaire.

Les fissures existantes en se développant dans une pièce sont caractérisées par le facteur d'intensité de contrainte K (cf. chap. 1).

$$K \propto \sigma \sqrt{\pi a} \qquad (3)$$

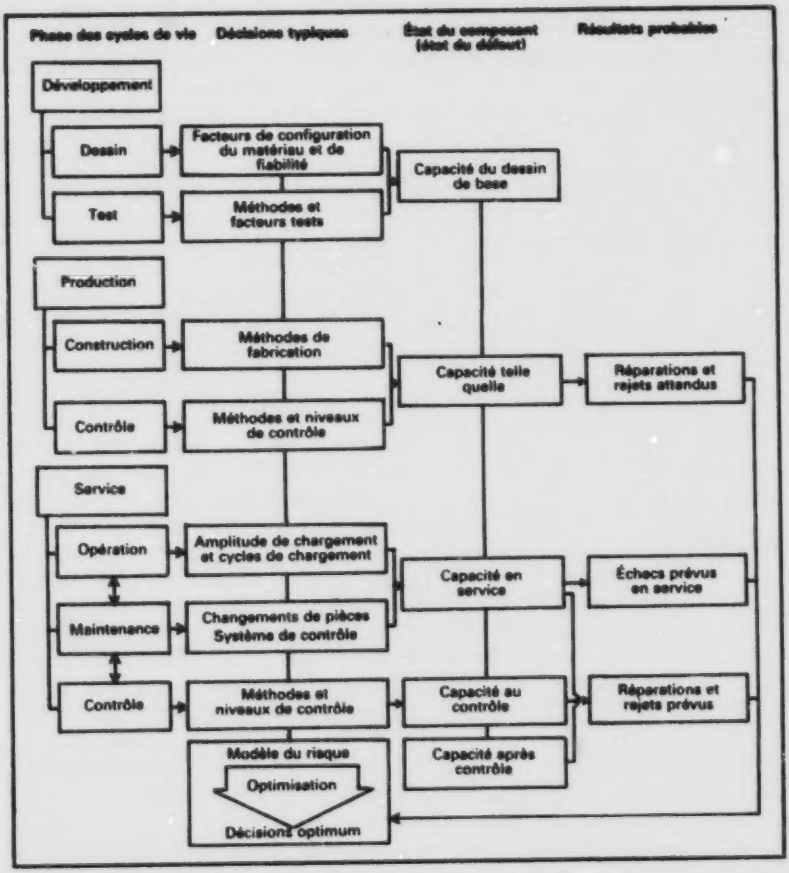


Figure 1
Plan de travail conceptuel pour l'analyse probabiliste des systèmes structuraux et mécaniques.

Une fissure devient instable quand K est égal à la résistance à la rupture du matériau (K_c). Dans les cas les plus simples, la contrainte résiduelle de rupture (σ_f) pour une taille précise de fissure, ou bien la taille (a_c) d'une fissure critique pour une contrainte précise, peuvent être déterminées d'après l'équation 3.

$$\sigma_f = K_C/\sqrt{\pi a \lambda} \qquad (4)$$

$$a_c = \frac{1}{\pi\lambda}\left(\frac{K_c}{\sigma}\right)^2$$

en autant que la rupture se produise avant plastification généralisée.

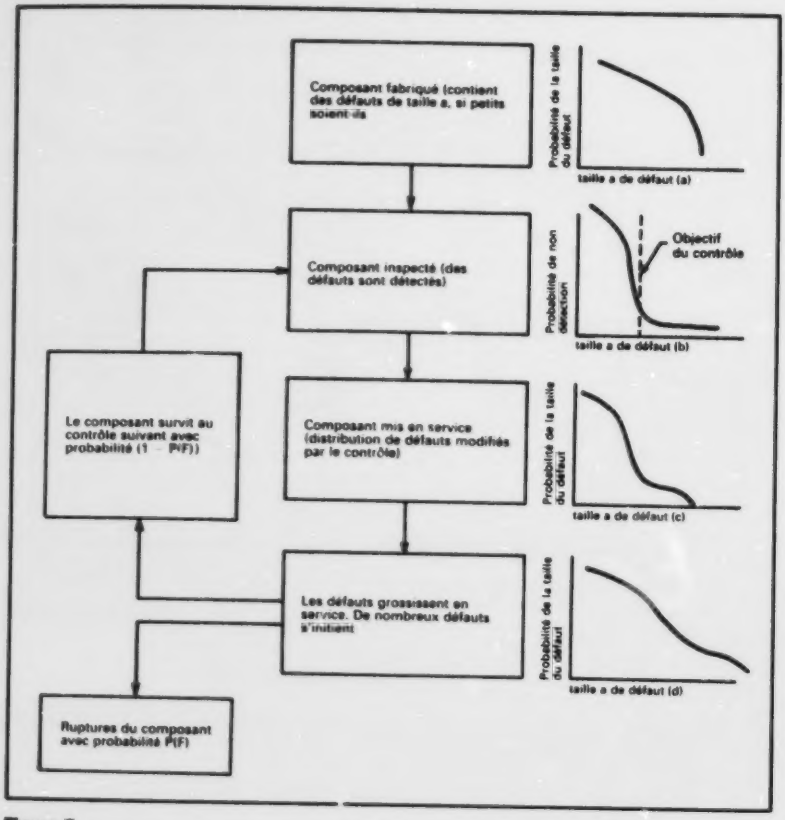


Figure 2
Les influences du cycle de vie sur la taille du défaut.

La ténacité (K_c) est une fonction des propriétés du matériau, de la taille de la section et de l'environnement, tandis que λ est un facteur dépendant de la forme de la fissure, de la structure et du type de chargement.

Un accroissement stable de fissure peut se produire par fatigue, par corrosion sous tension, ou par d'autres modes de rupture. Dans ce cas, la résistance résiduelle ou le temps à la rupture de la pièce contenant une fissure initiale de taille a, peut être déterminée en intégrant l'équation d'accroissement de fissure pour le mode en question:

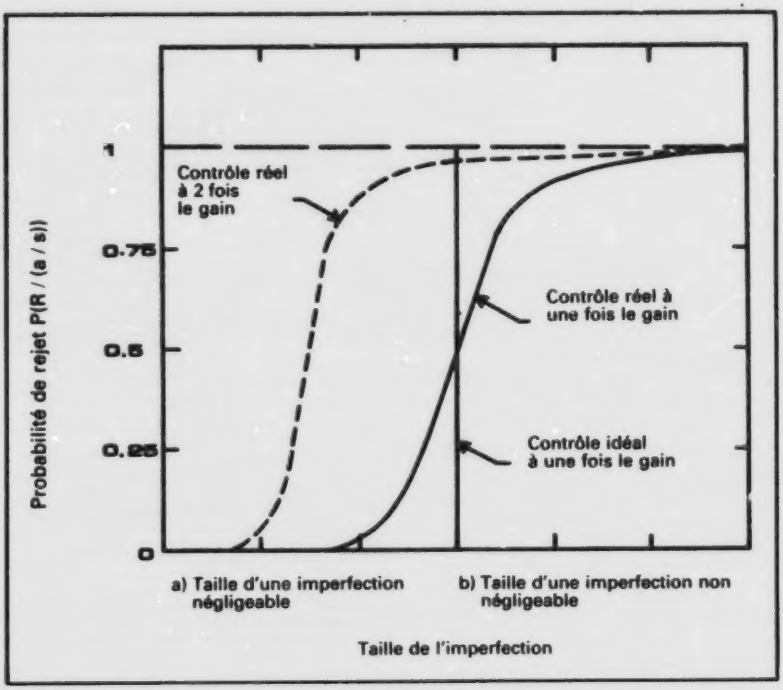


Figure 3
Comparaison de l'incertitude du contrôle caractérisé par la probabilité de rejet en tant que fonction de la taille du défaut pour un contrôle réel et un contrôle idéal.

$$\frac{da}{dt} = f(K) \quad (5)$$

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, K_{moyen}) \quad (6)$$

où t est le temps d'exposition à la corrosion sous tension et N le nombre de cycles de fatigue. Souvent une approximation par simple loi-puissance est suffisante:

$$da/dN = A K^n \quad (7)$$

où les constantes A et n dépendent du mode de chargement, du mode de fissuration, des propriétés du matériau et de l'environnement.

En réarrangeant l'équation 7, et en intégrant, le temps à la rupture (t_f) peut être calculé comme suit:

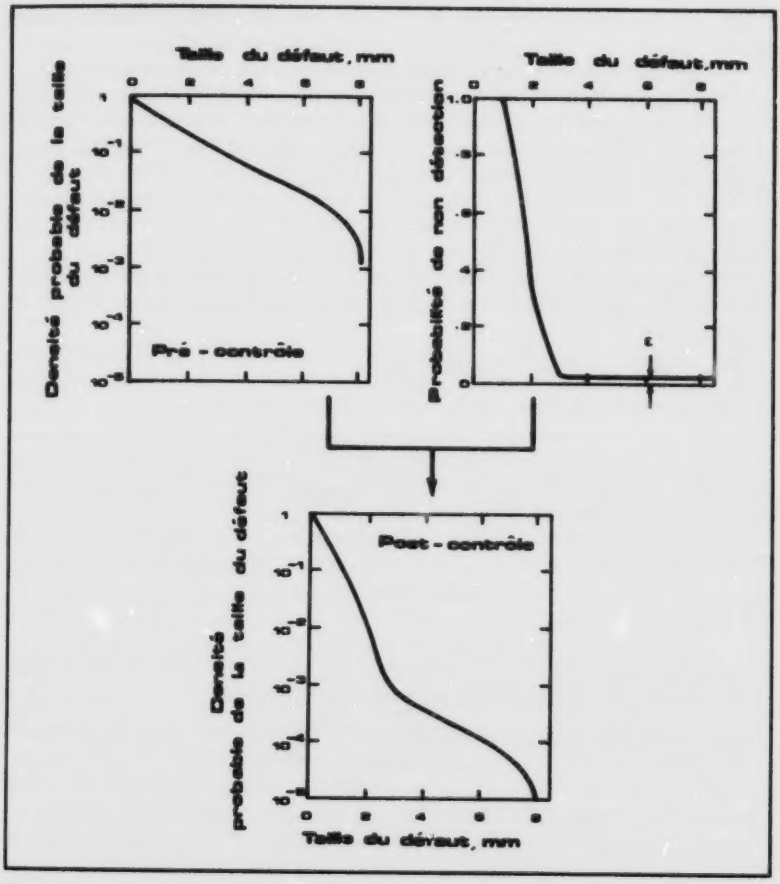


Figure 4
Probabilités de tailles typique du défaut pour la tuyauterie d'une centrale nucléaire BWR.

$$t_f = \int_0^{t_f} dt = \int_{a_i}^{a_c} da/AK^n \qquad (8)$$

$$= \frac{a}{A\,(\sigma\sqrt{\pi\lambda})^n} \int_{a_i}^{a_c} da/a^{n/2} \qquad (9)$$

$$= \frac{a}{A\,(\sigma\sqrt{\pi\lambda})^n} \left[\frac{1}{a_i^{n/2-1}} - \frac{1}{a_c^{n/2-1}} \right] \qquad (10)$$

En principe les équations de 3 à 10 peuvent être utilisées pour déterminer la performance à venir d'une pièce ou d'une structure, basée sur des fissures connues ou postulées. Elles sont utilisées couramment pour déterminer les contraintes possibles de conception, les limites d'un contrôle non destructif et même pour définir si une fissure détectée durant la maintenance ou l'inspection doit être réparée et, le cas échéant, à quel moment. Malgré tout, les incertitudes dans bien des facteurs concernés suscitent des erreurs importantes. Quelquefois, une légère erreur initiale peut provoquer une erreur importante dans les prévisions de vie. Par exemple, 10% de différence entre la contrainte réelle et la contrainte calculée provoquerait une différence d'à peu près 50% dans la vie en fatigue pour un matériau dont $n = 4$ (équations 8 à 10).

Dans l'application de la mécanique de la rupture, on envisage les pires conditions pour assurer la sécurité. Pour l'étude, la taille critique de fissure est la taille maximum de fissure qui puisse ne pas être détectée par l'équipement CND ou qu'un opérateur CND peut ne pas remarquer. La ténacité retenue est généralement la plus petite valeur possible dans un environnement particulier, même si cette condition ne se présente que rarement ou jamais.

En mécanique de la rupture probabiliste, le but est de quantifier ces différentes incertitudes et de les combiner de façon à prévoir la probabilité de rupture. La façon la plus simple d'énoncer cette probabilité est la suivante:

$$P(F) = P[a > a_c] \tag{11}$$

La quantification est réalisée en tenant compte de l'incertitude dans la contrainte, σ, comme l'illustre l'exemple de la figure 5, pour un rotor de turbine [3, 5]. De même, il peut y avoir des distributions de paramètres A et n dans l'équation 7 ou de K_c dans l'équation 4. Bien que l'équation 11 soit l'énoncé concis de la probabilité de rupture, un autre énoncé, en termes de probabilité de rupture conditionnelle, révèle une autre vision [3]. On pose:

$P(F)$ = probabilité d'acceptation d'une pièce × probabilité de ne pas rejeter un défaut pouvant provoquer la rupture.

Mathématiquement: $P(F) = \exp(-PN_R)\,[1 - \exp(-PN_F)]$ (12)

où PN_F est le nombre probable de sites de rupture dans une pièce, ou d'indications dans un composant non rejeté entraînant une rupture, et PN_R le nombre probable de sites de rejet dans une pièce. Ces nombres probables sont calculés d'après:

$$PN_R = \int_0^\infty pn(a) \cdot P(R/a, S)\, da \tag{13}$$

$$\text{et } PN_F = \int_0^\infty pn(a)\,[1 - P(R/a), S)]\, P(F/a)\, da \tag{14}$$

où $P(F/a) = P(K(a) > K_c)$

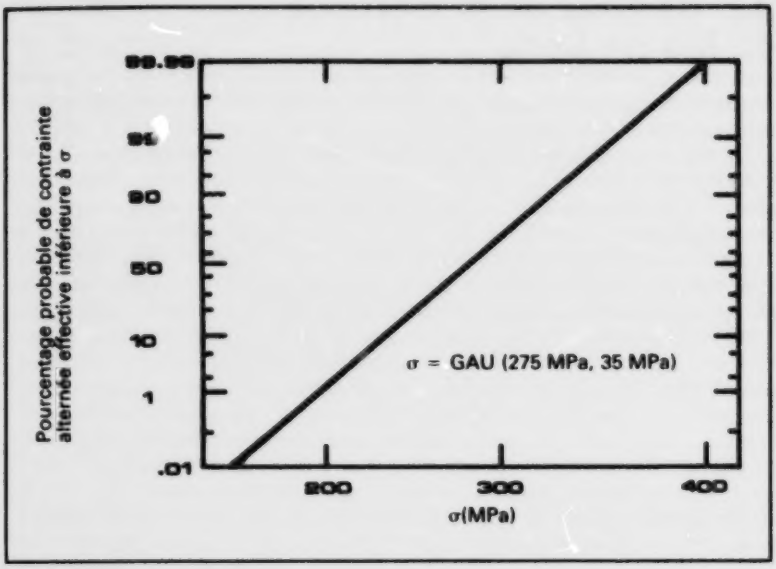


Figure 5
Distribution probable de contrainte due à la variation de rotor à rotor.

Dans le paragraphe suivant, un exemple montrera comment la méthode de Monte Carlo a été utilisée pour faire une analyse de la mécanique de la rupture probabiliste concernant une pièce particulière.

3–Exemple de problème

3.1 Vue d'ensemble

Les techniques utilisées dans cet exemple sont applicables à un grand nombre de pièces incluant les réservoirs sous pression, la tuyauterie, les bâtiments et les machines rotatives.

Le modèle sur ordinateur tient compte de nombreuses variables affectant la fiabilité, et d'autres pourraient facilement y être incorporées.

3.2 Résumé de la méthode de Monte Carlo

Lorsque le problème traité est complexe et qu'il comporte un grand nombre de variables aléatoires, le calcul de la fiabilité peut effectivement s'avérer impossible à résoudre par calcul analytique direct.

Une autre approche basée sur l'utilisation de l'ordinateur et sur les méthodes de Monte Carlo fut employée dans cet exemple. Grâce aux techniques de simulation dites de Monte Carlo, nous avons un moyen de résoudre les problèmes de probabilité compliqués qui ne sauraient être résolus directement sans faire d'approximations douteuses. Dans une solution Monte Carlo, le problème en question est remplacé par un modèle mathématique qui peut se résoudre numériquement. Le modèle d'ingénierie s'appelle simulation. Certaines des variables qui ont le plus d'influence dans le problème posé sont des variables aléatoires. Dans la simulation, les variables aléatoires x_i sont représentées non pas par un seul point typique ou par des valeurs pessimistes, mais par des distributions cumulatives précises ($P(X_i<x_i) = PD(x_i)$). Souvent, il n'est pas nécessaire que ces distributions soient exactement appropriées, mais seulement qu'elles soient des cas limites utiles reliées de façon conservatrice aux vraies distributions. Ensuite, une valeur est précisée pour chaque variable aléatoire en choisissant un nombre au hasard d'après sa distribution correspondante, $PD(x_i)$. La figure 6 montre la procédure à suivre pour choisir au hasard chaque x_i.

Chaque ensemble de valeurs, une fois introduit dans le modèle, détermine une réponse Y du problème. Ceci constitue un essai.

Un calcul plus précis de PD (y) peut être obtenu en faisant un grand nombre d'essais à l'aide d'un ordinateur. La simulation de Monte Carlo est donc la génération artificielle d'un échantillonnage statistique d'Y. Chaque essai donne une valeur d'Y avec un nombre suffisant d'essais, on obtient une distribution PD (y) d'une précision acceptable.

La méthode de Monte Carlo est une approche numérique forcée, qui n'a pas essentiellement de limites en ce qui concerne la complexité et la vision des problèmes qu'elle peut toucher. L'inconvénient majeur de cette méthode réside dans le fait qu'elle nécessite un important temps-machine et que de ce fait, le coût nécessaire pour générer suffisamment d'échantillons Y peut être très élevé pour obtenir la précision désirée dans les portions inférieures et supérieures (queues) des fonctions de fréquence.

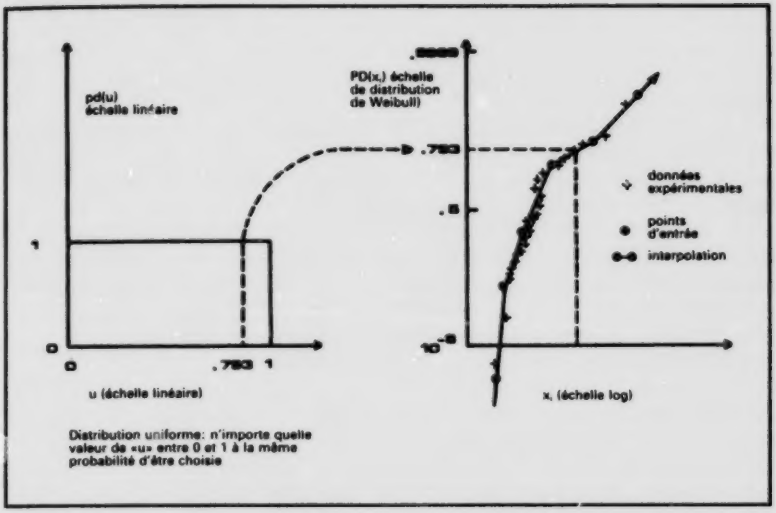


Figure 6
Procédure de simulation Monte Carlo utilisée par un programme sur ordinateur pour choisir une valeur pour l'une des variables aléatoires d'entrée x_1.

3.3 Modèle

Cet exemple traite le cas de deux types de soudures utilisées dans des pièces en service. La pièce est supposée être simple et sa fiabilité est déterminée par le plus grand défaut dans ces deux soudures. Les variables de conception, d'expérimentation, d'inspection et d'opération contrôlent la fiabilité du système. L'évaluation du défaut, la réparation de la soudure, les fuites occasionnées par les essais de timbrage ou en service, constituent les événements pour lesquels l'analyse sur la fiabilité est nécessaire.

Les contraintes de membranes et les contraintes de flexion dues à la pression et aux gradients thermiques sont typiques des contraintes dans des soudures adjacentes à des discontinuités. Les contraintes de membrane et de flexion sont supposées s'élever concurremment à chaque charge. La vie d'une pièce est divisée en cinq périodes. Une inspection marque le début de chaque période. Au cours de chacune d'elles, la pièce subit une séquence de chargements en service choisis au hasard et une séquence de cycle d'essais. Le tout est précédé d'un essai de timbrage à des charges plus importantes que les charges opérationnelles.

On suppose que les défauts de surface existent déjà dans les soudures. Dans l'exemple, le plus grand des défauts dans chaque soudure croît jusqu'à ce qu'on le décèle et le répare ou alors le défaut croît dans le sens de l'épaisseur pour finalement provoquer une fuite ou une rupture.

Les propriétés de croissance de la fissure dans le matériau sont représentées par une loi simple de la forme: $da/dN = A\Delta K^n$ ou da/dN est le taux d'accroissement de la fissure, où ΔK est la variation du facteur d'intensité de contrainte durant le cycle de charge et où A et n sont des constantes du matériau. En approximant cette formule avec $da/dN = A^{an/2}$, une expression explicite est obtenue et utilisée pour programmer des tailles de fissures subséquentes (avec un peu plus de difficulté, des formes plus générales de la courbe da/dN peuvent être modélisées). Le critère de rupture est aussi prévu par la ténacité K_c, qui est supposée être une propriété du matériau.

Pour calculer les facteurs d'intensité de contrainte, on choisit les corrections d'intensité de contrainte comme des données couvrant les tailles possibles du défaut de surface sous les contraintes de membrane et de flexion [6, 7]. Un sous-programme d'interpolation, spécialement adapté à la simulation Monte Carlo, est fourni pour interpoler les corrections d'intensité de contrainte ainsi que d'autres données.

L'inspection se déroule en deux phases, une première phase de détection et une seconde phase d'évaluation et de classification de la taille des défauts. Pour la phase de détection, les tests par ultra-sons sont simulés. Une distribution log normale du signal d'amplitude de distance corrigée, rapportée au minimum de la taille de fissure et de la largeur du champ d'ultra-sons est supposée exister linéairement sur le trajet entre le transducteur et la position choisie au hasard du défaut dans la soudure. Si le signal réfléchi excède un niveau donné, on soupçonne alors la présence d'un défaut et l'on aborde la phase de classification des tailles des défauts. En revanche, si le signal est trop faible la seconde phase n'est pas exécutée.

Lors de la seconde phase, le même équipement ultrasonore est supposé pour déterminer la taille du défaut repéré précédemment. On suppose une distribution log normale pour le rapport entre la taille apparente et la taille réelle du défaut. Pour les défauts apparents, au-dessus d'une taille-seuil spécifiée, une analyse de propagation de fissure est mise en oeuvre pour évaluer la durée de vie de la pièce. Si on prévoit que le défaut est susceptible d'occasionner une fuite, l'application du modèle conduit à la réparation de la soudure.

3.4 Données

De nombreux paramètres sont traités comme des variables arbitraires indépendantes dans les simulations de Monte Carlo. Les distributions de probabilité d'entrée sont fournies pour le coefficient d'accroissement du défaut, A dans $da/dN = A\Delta K^n$, la résistance à la rupture, les tailles du défaut pour deux soudures et la charge opératoire. Bien des variables arbitraires sont normalement ou log normalement distribuées mais n'importe quelle distribution cumulative peut être introduite. Le signal ultrasonore corrigé en amplitude et distance en fonction de la taille du défaut et le rapport de taille apparente avec la taille réelle du défaut sont forcément distribués en log normales. Les variables distribuées normalement incluent les cycles d'opération en service, le nombre de cycles d'essais et les contraintes par unité de charge. La position du défaut est uniformément distribuée et ce relativement à la direction d'épaisseur. La probabilité que l'essai le plus dur ou que la charge en service la plus importante se produisant en premier est proportionnelle au nombre de cycles-essais et de cycles de service pour la durée étudiée (par exemple uniformément distribuée). On suppose une distribution arbitraire des tailles du défaut.

Les distributions de probabilité de la résistance à la rupture et du taux d'accroissement d'un défaut typique d'un acier faiblement allié furent utilisées. La distribution de la charge opératoire est établie arbitrairement. Le nombre moyen de cycles de charge appliqués en service a été choisi arbitrairement. En ce qui concerne les cycles de charge des essais, le nombre moyen et la variance sont supposés être les mêmes que pour les cycles réels. Pour représenter les imprécisions analytiques la variance est fixée à 0,05 pour les contraintes de membrane et à 0,15 pour les contraintes de flexion.

Une étude statistique sur des données de fiabilité de l'inspection ultra-sonore [8] a fourni l'écart-type pour le rapport du logarithme du signal ultra-sonore, sur la taille d'un défaut de type fissure. L'écart-type du logarithme du rapport entre la taille apparente et la taille réelle du défaut était supposé.

Le contrôle de la procédure d'inspection et d'évaluation du défaut est caractérisé comme suit. Le transducteur a un diamètre de 19 mm et son faisceau s'étend à un angle $\varnothing = 10°$ cohérent avec une fréquece de 2,25 Mc dans l'acier. Un seuil de 37% de l'amplitude et distance corrigée est utilisé pour déterminer le signal de détection.

Pour l'évaluation des défauts, un taux de propagation et une analyse de mécanique de la rupture, type de la conception, sont utilisés pour calculer la durée restante de vie.

4–Résultats et étude de la sensibilité

Le programme sur ordinateur pour l'analyse probabiliste décrite ci-dessus fut exécuté 10 000 fois pour chaque cas considéré et ce à un coût moyen de 15 à 20 dollars par cas. Les analyses furent réalisées pour étudier les effets des différents paramètres sur le contrôle et la fiabilité de la pièce. Les résultats peuvent être regroupés en quatre parties. Premièrement, les effets des paramètres d'inspection sur les fréquences relatives de réparation et de rupture. Deuxièmement, les effets des paramètres de conception structurale de chargement et des matériaux sur les fréquences de réparation et de rupture. Troisièmement, nous étudions la distribution des fréquences de réparation et de rupture à prévoir dans la vie d'un composant. Enfin, quatrièmement, nous étudions l'impact des paramètres sur le risque.

Les paramètres de contrôle considérés incluent le seuil de détection par ultra-sons, la largeur du faisceau U.S. et son ouverture, une analyse conservatrice pour l'évaluation du défaut et les variances sur le signal de détection ainsi que les précisions de taille du défaut évalué. Les résultats de dix séries, l'une sans contrôle et chacune des autres avec un signal du seuil de détection différent, sont donnés au tableau 1. Ces résultats montrent clairement comment les taux de fuite et de rupture s'accroissent avec des seuils de détection augmentant, tandis que les fréquences d'évaluation et de réparation du défaut diminuent.

Pour une vision plus approfondie de l'importance de la fiabilité du contrôle U.S. les effets d'autres paramètres d'inspection choisis apparaissent en tableau 2. Comme ligne de base les contrôles à un niveau de 37% DAC (essai 5) et l'essai sans contrôle sont répétés pour la comparaison citée en haut du tableau 2. Ainsi une comparaison des essais 5 et 11 montre que l'étendue du faisceau n'a d'autre effet visible sur la fiabilité que l'atténuation et la diffusion de la résolution du signal, résolution qui n'a pas été modélisée. De plus, la largeur du faisceau n'a pas d'effet à moins que le diamètre du transducteur ne soit réduit au-dessous de 12,7 mm. Le fait d'abaisser la résistance requise à la rupture augmente à la fois l'effort d'évaluation et le taux de rupture (très légèrement), mais réduit le nombre de réparations. Le fait d'augmenter l'écart-type sur la précision du signal de détection (log % DAC/a) de 0,48 à 0,68 n'augmente les fréquences de réparation et d'évaluation que de 7%, sans changement sensible dans les fréquences de rupture. Le fait de diviser par 2 l'écart-type sur la précision de taille réduit la fréquence d'évaluation du défaut de 11% et augmente la fréquence de réparation de soudure de 6%. La fréquence de rupture peut être réduite mais ceci n'est pas évident dans les résultats présentés.

N°	Niveau du seuil pour détection du défaut	Échantillon probable d'occasion par année du composant**				
		Évolution du défaut	Réparation de soudure	Fuite	Rupture test en service	Rupture en service
4	20% DAC	.0393	.0320	0	0	0
5	37% DAC	.0359	.0278	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$
6	80% DAC	.0131	.0104	0	$.75 \times 10^{-5}$	$.75 \times 10^{-5}$
25	80% DAC	.0047	.0039	0	$.175 \times 10^{-4}$	$.10 \times 10^{-4}$
7	100% DAC	.00169	.00148	$.75 \times 10^{-5}$	$.35 \times 10^{-4}$	$.25 \times 10^{-4}$
26	120% DAC	$.71 \times 10^{-3}$	$.625 \times 10^{-3}$	$.75 \times 10^{-5}$	$.45 \times 10^{-4}$	$.35 \times 10^{-4}$
8	150% DAC	$.27 \times 10^{-3}$	$.24 \times 10^{-3}$	$.10 \times 10^{-4}$	$.55 \times 10^{-4}$	$.475 \times 10^{-4}$
9	240% DAC	$.425 \times 10^{-4}$	$.40 \times 10^{-4}$	$.15 \times 10^{-4}$	$.675 \times 10^{-4}$	$.70 \times 10^{-4}$
10	360% DAC	$.175 \times 10^{-4}$	$.175 \times 10^{-4}$	$.125 \times 10^{-4}$	$.75 \times 10^{-4}$	$.75 \times 10^{-4}$
*	Pas d'inspection	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$

Tableau 1
Effet du seuil signal de détection par ultra-sons sur les occasions hypothétiques de réparation ou de rupture d'une soudure.

* Les résultats présentés sont une extension des détails contenus dans les exécutions 9 et 10.

** A cause des nombreuses suppositions concernant les données d'entrée, les probabilités d'échantillon peuvent ne pas être représentatives d'un composant nucléaire quelconque. De même pour les précisions numériques, les résultats présentés ne devraient pas être interprétés plus étroitement que 0.5×10^{-5}.

N°	Condition	Échantillon probable d'occasion par année du composant				
		Évolution du défaut	Réparation	Fuite	Rupture test en service	Rupture service
5	Ligne de base décrite en test avec contrôle	.0359	.0278	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$
*	Ligne de base décrite en test sans contrôle	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$
11	Largeur du faisceau * = 19 mm	.0359	.0278	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$
12	Largeur du faisceau * = 12,7 mm	.0359	.0278	0	$.75 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$
13	Largeur du faisceau * = 6,3 mm	.0309	.0239	$.75 \times 10^{-5}$	$.35 \times 10^{-4}$	$.35 \times 10^{-4}$
14	AUGMENTER LA TENACITÉ REQUISE PAR UN FACTEUR DE 2.4	.0500	.0160	0	$.10 \times 10^{-4}$	$.10 \times 10^{-4}$
15	CHANGER LA DÉVIATION EN LOG NORMALE (% DAC/a) DE .48 À .68	.0306	.0299	0	$.25 \times 10^{-5}$	0
16	CHANGER LA DÉVIATION STANDARD EN LOG NORMALE (TAILLE APPARENTE/TAILLE RÉELLE) DE .96 À .48	.0318	.0297	0	0	$.25 \times 10^{-5}$

Tableau 2
Effet des paramètres de contrôle sur les occasions hypothétiques de réparation ou de rupture d'une soudure.

* Changement de l'étalement du faisceau de $\theta = 10°$ à 0° pour chaque largeur de faisceau.

La conception structurale transparaît dans la contrainte unitaire de membrane et de flexion sous forme de paramètres affectant les résultats. Les niveaux de contrainte unitaire ainsi que le nombre de cycle de service par période représentent les paramètres pour les chargements étudiés ici. Les propriétés du matériau considérées incluent le taux d'accroissement de fissure et les distributions de résistance à la rupture introduits comme données dans le programme. Les effets dus au changement de chacun de ces paramètres apparaissent aux tableaux 3 et 4.

Sans contrôle, une augmentation de contrainte change d'un ordre de grandeur les taux de rupture. Néanmoins avec contrôle, les contraintes supplémentaires sont couvertes par une réparation accrue de la soudure de telle manière que les ruptures sont supprimées jusqu'à une augmentation à peine sensible, s'il y a. Si le nombre de cycles de service par période est multiplié par 10, le tableau 3 montre que l'accroissement du nombre de cycles entre les contrôles permet aux fissures de progresser jusqu'à la rupture. Ceci contraste avec l'augmentation seulement légère des ruptures avec contrôles, quand le taux de croissance de la fissure est en moyenne triplé (tableau 4). L'accroissement de la résistance à la rupture affecte favorablement l'essai de timbrage, mais ne fait rien d'autre d'important.

Dans un groupe d'essais, nous avons découvert qu'on ne peut pas s'attendre à ce que des augmentations de la charge lors d'essais de timbrage fournissent beaucoup de protection contre les pertes dues aux ruptures se produisant ultérieurement au cours du service.

Les fréquences de réparation et de rupture d'une soudure pour les résultats du tableau 3 ont été comptabilisées en fonction du temps. Le nombre de fois où cet événement se produit est divisé par le nombre de défauts restant dans l'échantillon, qui diminue avec chaque période. Ces fréquences sont appelées fréquences de hasard et sont illustrées aux figures 7 et 8, dans le cas des réparations de soudures et des ruptures de soudures. Pour l'essai de la ligne de base et pour les essais à contrainte augmentée (exécutions 1, 2, 18, 20), les taux de fuite et de rupture sont faibles dans la première moitié de vie et augmentent ensuite grandement dans les deux dernières périodes. Si le nombre de cycles-services par période est multiplié par 10, alors les taux élevés de rupture se trouvent déplacés en début de vie (exécution 3, figure 8). Ces résultats indiquent que les stratégies de contrôle dépendantes de l'âge de la pièce peuvent être indiquées. Le taux de réparation de soudure précoce (essais 5, 17 et 19 correspondant aux conditions des essais 1, 2, 18 et 20) est contrôlé par la distribution initiale de défauts. En conséquence, la réparation suit un équilibre entre le taux auquel ces défauts atteignent une taille discernable et le taux où les défauts discernables sont éliminés par la détection et la réparation. Une indication de la précision numérique de la simulation peut être observée en comparant les fréquences de réparation de soudure aux essais 3 et 5 pour la période 1, où ils devraient être les

	Condition	N° Inspection oui ou non	Échantillon probable d'occasions par année de la soudure Évaluation du défaut	Réparation de la soudure	Fuite	Rupture en test service	Rupture service	Rupture (timbrage)
5	Ligne de base décrite dans	oui	.0359	.0278	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$	$.30 \times 10^{-4}$
*	le texte	non	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$	$.80 \times 10^{-4}$	$.30 \times 10^{-4}$
17	Contrainte d'unité de membrane	oui	.0352	.0289	0	0	$.75 \times 10^{-5}$	$.375 \times 10^{-4}$
18	plus de 5%	non	0	0	$.10 \times 10^{-4}$	$.33 \times 10^{-3}$	$.29 \times 10^{-3}$	$.375 \times 10^{-4}$
19	Contrainte d'unité de flexion	oui	.0352	.0289	0	0	$.75 \times 10^{-5}$	$.375 \times 10^{-4}$
20	plus de 14%	non	0	0	$.40 \times 10^{-4}$	$.31 \times 10^{-3}$	$.215 \times 10^{-3}$	$.375 \times 10^{-4}$
3	Nombre cycles service 10 × plus	oui	.0327	.0314	$.115 \times 10^{-3}$	$.19 \times 10^{-3}$	.00101	$.30 \times 10^{-4}$

Tableau 3
Effet des contraintes et cycles sur les occasions hypothétiques de réparation ou de rupture d'une soudure.
*, ** Voir notes au bas du tableau 1.

	Condition	N° Inspection oui ou non	Échantillon probable d'occasions par année de la soudure Évaluation du défaut	Réparation de la soudure	Fuite	Rupture en test service	Rupture service	Rupture (timbrage)
5	Ligne de base	oui	.0217	.0168	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.25 \times 10^{-5}$	$.15 \times 10^{-4}$
2	décrite dans	non	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.40 \times 10^{-4}$	$.35 \times 10^{-4}$	$.15 \times 10^{-4}$
*	le texte	non	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.325 \times 10^{-4}$	$.275 \times 10^{-4}$	$.15 \times 10^{-4}$
21	Augmentation de la ductilité de rupture	oui	.0218	.0168	0	$.25 \times 10^{-5}$	0	0
22	d'une unité	non	0	0	$.25 \times 10^{-5}$	$.30 \times 10^{-4}$	$.30 \times 10^{-4}$	0
23	Augmentation du taux d'accroissement	oui	.0245	.0197	0	0	$.125 \times 10^{-4}$	$.15 \times 10^{-4}$
24	de fissure par trois en moyenne	non	0	0	$.11 \times 10^{-4}$	$.53 \times 10^{-3}$	$.29 \times 10^{-3}$	$.15 \times 10^{-4}$

Tableau 4
Effet des propriétés ductiles sur les occasions hypothétiques de réparation ou de rupture de soudure. Pour une soudure.
*, ** Voir notes au bas du tableau 1.

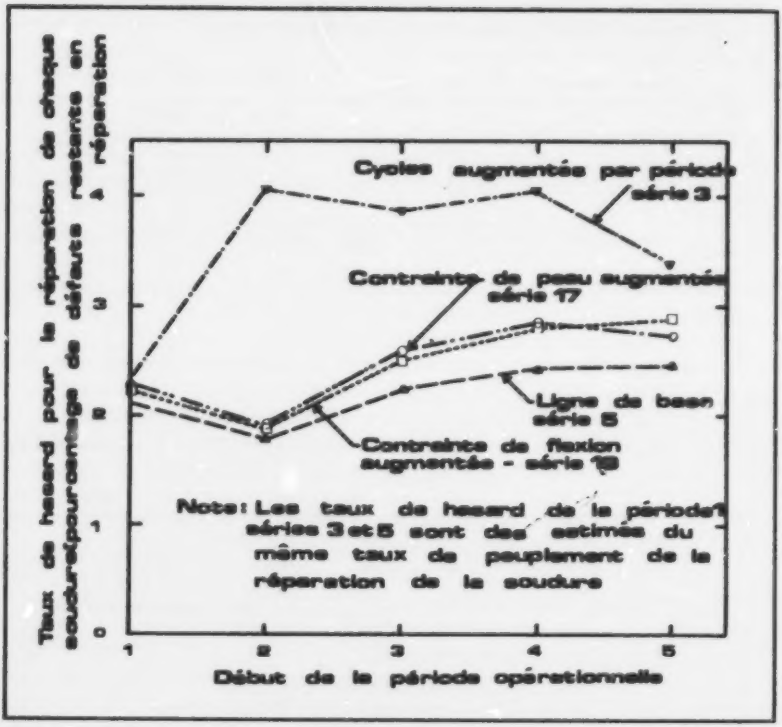


Figure 7
Distribution en temps du taux de hasard pour réparation de soudure par soudure.

mêmes. Avec un nombre augmentant de cycles en service à l'essai 3, le taux de réparation suit le même cheminement que les autres essais mais avec un taux de hasard plus élevé après le 1er contrôle. Ceci contraste avec la différence plus marquée dans les taux de rupture.

Pour illustrer l'optimisation du risque, les compromis faits entre les taux de réparation de soudure et les taux de rupture influencent les pertes encourues, c'est-à-dire que si le risque est égal à la somme des pertes multiplié par la probabilité de pertes (eq. 2), le risque devient la mesure du mérite pour décider quelles seront les stratégies de contrôle d'opération et de conception à suivre.

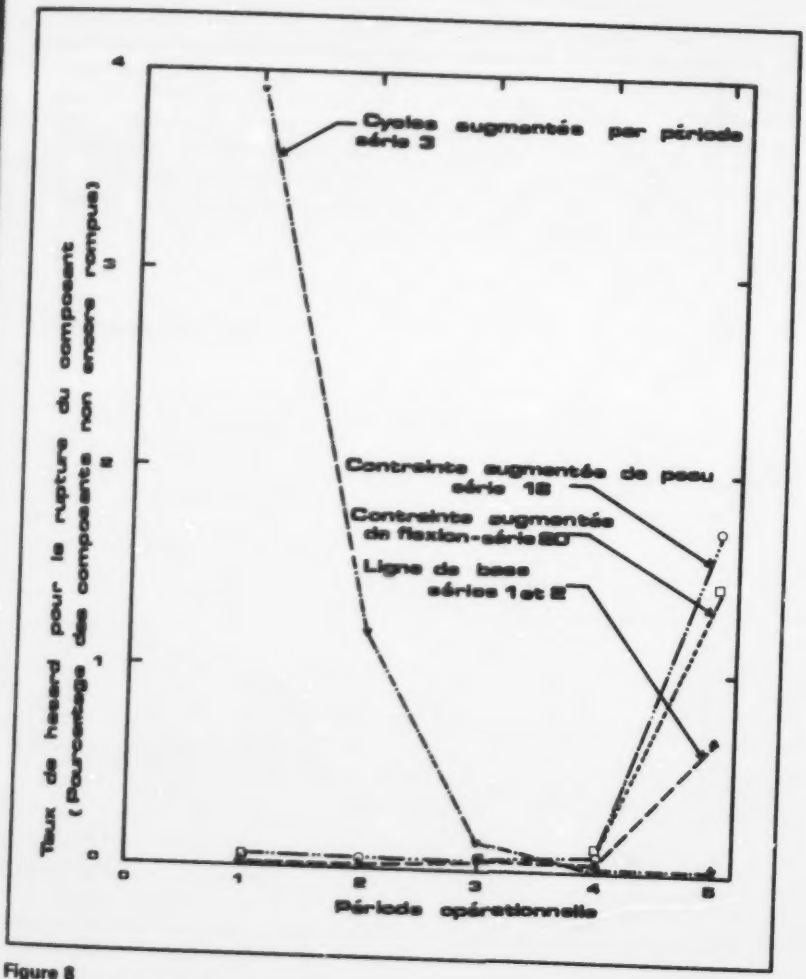


Figure 8
Distribution du taux de hasard pour la rupture du composant.

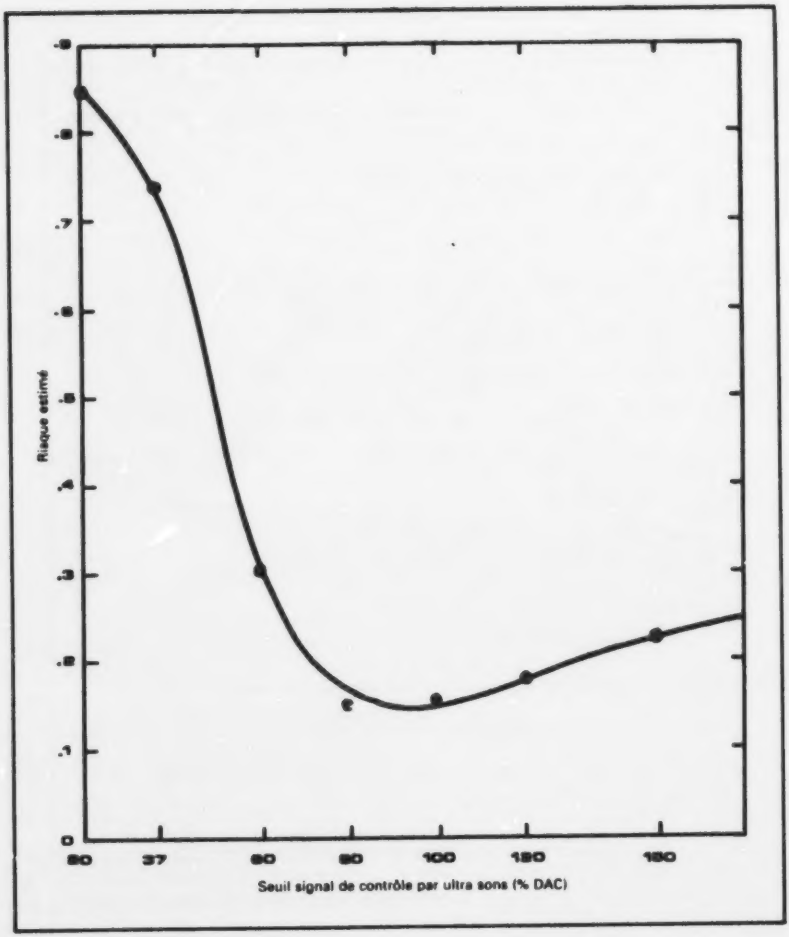


Figure 9
Optimisation du seuil de détection pour un risque minimum.

Pour fournir une base à l'optimisation, des risques relatifs furent assignés aux opérations d'évaluation de soudure, de réparation de soudure, de fuite, de rupture par hydro-test, de rupture en service, aux essais de timbrage (fuite et rupture). La gravité des pertes encourues fut appliquée aux probabilités adéquates afin de calculer le risque en fonction du niveau signal-seuil de détection de défaut. Les valeurs de risque obtenues sont regroupées en figure 9. Le risque minimum apparaît aux environs de 90% DAC.

Conclusion

Bien que les probabilités basées sur la mécanique de rupture soient toujours au stade de développement, un plan de travail conceptuel et analytique en est ressorti. Ce plan de travail met en cause la quantification des défauts initiaux, l'incertitude du contrôle, l'accroissement des défauts et la rupture. Un résumé de ces technologies et leurs relations entre elles ont été présentés. L'application d'un exemple comprenant la simulation de Monte Carlo pour une pièce soudée a aussi été présentée, incluant l'optimisation du risque par le contrôle de la sensibilité de détection du défaut.

Remerciements

L'auteur remercie fortement ses collègues de Failure Analysis Associates pour leur aide technique, en particulier le Dr C.A. Rau, Jr. et M. P.M. Besuner pour leurs contributions dans la conception et le développement de cette analyse et le Dr C. Davis, qui a fait la majorité des calculs numériques présentés dans l'exemple principal. L'Association of American Railroads, l'Electric Power Research Institute et l'Advanced Projects Research Agency ont supporté ce type d'analyse.

Bibliographie

[1] Starr, C., «Benefit-Cost Studies in Socio-Technical Systems,» Colloquim on Benefit-Risk Relationships for Decision Making, Washington, D.C., April 1971.

[2] NEISS New, National Electronic Injury Surveillance System, U.S. Consumer Product Commission, 1973.

[3] Rau, C.A., Jr. and Besuner, P.M., «Quantitative Decisions Relative to Structural Integrity,» *Journal of Engineering Materials and Technology*, v102, January 1980.

[4] Harris, D.O., «Crack Growth and Detectability Models of Integrity of Sensitized BWR Piping Welds,» Seminar on Countermeasures for BWR Pipe Cracking Sponsored by Electric Power Research Institute, January 1980.

[5] Ray, C.A., Jr. and Besuner, P.M., «Risk Analysis by Probabilistic Fracture Mechanics,» *Product Engineering*, Morgan-Grampian Publishing Co., October 1979.

[6] Shah, R.C. and Kobayashi, A.S., «Stress-Intensity Factor for an Elliptical Crack Approaching the Surface of a Plate in Bending,» *Stress Analysis and Growth of Cracks*, ASTM STP 513, pp. 3-21, 1972.

[7] Newman, J.C., Jr., «Fracture Analysis of Surface and Through-Cracked Sheets and Plates-,» *Engineering Fracture Mechanics*, v5, pp. 667-689, 1973.

[8] Johnson, D.P., Toomay, T.L. and Davis, C.S., «Estimation of the Defect Detection Probability for Ultrasonic Tests on Thick Section Steel Weldments,» FAA-EPRI-77-09-4, Failure Analysis Associates, September 1977.

Chapitre 13

Codes et réglementation

Y. d'Escatha et P. Ledermann

1 – Introduction

Ce chapitre n'est pas du même type que les précédents: ce ne sera pas l'exposé précis et détaillé d'une étude particulière, mais l'exposé de certains besoins en Recherches et Développements commandés par des impératifs de sûreté. Ces impératifs de sûreté ont contribué à tisser un important réseau de Recherches et Développements à court et moyen termes, dont on présente ci-dessous le cadre et le fil conducteur, dans lequel sont engagés les constructeurs, les exploitants et des laboratoires et centres de recherches industriels et universitaires.

De plus, nous présentons sommairement dans ce chapitre les grandes lignes des codes et règlements utilisés en France et portant sur la construction des chaudières nucléaires, le terme construction recouvrant:

- l'analyse du comportement des appareils, c'est-à-dire l'étude de leur résistance vis-à-vis des divers dommages possibles au cours de la durée de vie de l'appareil;
- la connaissance des diverses caractéristiques intervenant dans l'élaboration, la mise en oeuvre, le soudage, et le comportement en service des matériaux employés;
- les diverses opérations de fabrication (élaboration, mise en oeuvre, soudage) et de contrôle (destructifs et non destructifs);
- l'organisation du contrôle (organisation de la qualité et assurance qualité);
- la préparation de la surveillance en exploitation.

Nous développons surtout ici le premier tiret ci-dessus (analyse du comportement), mais il est clair que les autres tirets sont aussi importants que le premier. Nous ne parlons pas du tout ici par exemple des questions de qualification des matériels mécaniques (la robinetterie notamment) ni des questions d'organisation et d'assurance de la qualité, sujets dont la très grande importance n'échappe à personne.

2–Codes et réglementations des chaudières nucléaires en matière de conception

2.1 Cas des chaudières nucléaires à eau pressurisée (PWR)

2.1.1 Introduction

Historiquement, le décret du 2 avril 1926 réglemente les appareils à pression de vapeur. En ce qui concerne la résistance mécanique de l'appareil, dans ce décret, le constructeur, qui opère sous sa pleine responsabilité, doit définir la pression de timbre de l'appareil, c'est-à-dire la pression maximum qui ne doit pas être dépassée en service, et l'appareil doit être muni de soupapes de sûreté qui doivent s'ouvrir dès que la pression atteint la pression de timbre et qui doivent être dimensionnées de telle sorte que la pression à l'intérieur de l'appareil ne puisse jamais dépasser 1,1 fois la pression de timbre (en supposant une ou deux soupapes indisponibles s'il y en a quatre ou plus). La fourniture de notes de calcul par le constructeur n'est pas exigée par ce décret; le dimensionnement est alors vérifié par le bon comportement de l'appareil à l'épreuve hydraulique à 1,5 fois la pression de timbre (timbre supérieur à 12).

C'est pourquoi la norme «chaudière» est venue compléter largement ce décret en matière de calcul de dimensionnement.

L'analyse du comportement mécanique de l'appareil est prévue par l'arrêté du 23 juillet 1943 relatif aux appareils à pression de gaz: le «taux de travail» ne doit pas dépasser inf (Su/3, Sy/1,6) où Su désigne la résistance à la traction et Sy désigne la limite d'élasticité.

Le taux de travail n'est pas explicitement défini dans tous les cas; disons tout de suite que du point de vue mécanique, cette règle de dimensionnement vise à se prémunir contre la déformation excessive et l'instabilité plastique.

Compte tenu du haut niveau de qualité et de sécurité requis pour les appareils à pression nucléaires, il est apparu nécessaire de réglementer ces appareils par un texte plus spécifique, plus exigeant, plus précis et plus moderne.

Un groupe de travail a été constitué par l'administration et ses travaux ont abouti à l'arrêté du 26 février 1974 pris en application du décret de 1926.

Dans une centrale PWR, les trois barrières d'isolement interposées entre les produits radioactifs et le public, sont:

- les gaines de combustible,
- le circuit primaire principal (enceintes métalliques sous pression)
- l'enceinte de confinement (béton).

Le circuit primaire est constitué par l'ensemble des enceintes sous pression qui contiennent le fluide primaire, c'est-à-dire recevant directement l'énergie dégagée dans le combustible nucléaire. Le circuit primaire principal (CPP) désigne la partie de ce circuit qui ne peut pas être isolée de façon sûre de la cuve, qui contient le combustible, en cas d'accident. La sécurité du CPP doit donc être particulièrement élevée. L'arrêté du 26 février 1974 a précisément pour objet d'exiger un haut niveau de qualité et de sécurité pour le CPP.

Outre l'aspect «appareil à pression» des chaudières nucléaires à eau évoqué ci-dessus, ces chaudières sont réglementées, comme tous les réacteurs nucléaires, par le décret du 11 décembre 1963, modifié par le décret du 27 mars 1973: voir le paragraphe 2.2.1 ci-dessous.

Les constructeurs de chaudières nucléaires utilisent couramment pour la conception le code ASME. Ils doivent donc appliquer, et le cas échéant, compléter les règles de calcul du code ASME de façon à satisfaire aux exigences de l'arrêté.

L'arrêté exprime des objectifs, des obligations de qualité, des coefficients de sécurité sur les divers dommages possibles, mais ne donne pas de règles imposées pour y parvenir.

Le code ASME est au contraire typiquement un outil de bureau d'études. Dans l'ensemble, il vise à empêcher les mêmes dommages que l'arrêté.

Le code ASME est applicable à tous les appareils, c'est-à-dire à toutes les géométries, tous les matériaux, et tous les types de sollicitations. De plus, la méthode d'application du code ASME n'est pas toujours définie explicitement de façon unique par le texte du code, et il est donc nécessaire de définir une «jurisprudence» d'application du code ASME, et même parfois de mettre au point de nouvelles méthodes de calcul, pour atteindre les objectifs de l'arrêté.

Ces travaux très importants ont été pris en compte par FRAMATOME et plusieurs centres de recherches et laboratoires universitaires et industriels, en liaison avec le BCCN (Bureau de Contrôle de la Construction Nucléaire de la Direction Interdépartementale de l'Industrie de Bourgogne Franche-Comté), et se trouvent concrétisés dans le Recueil des Règles de Conception et de Construction (RCC), qui est un travail de codification entrepris par FRAMATOME et Électricité de France (EDF). Ces travaux, dont nous donnons des exemples ci-dessous, permettent au constructeur d'augmenter la fiabilité et la

sécurité des chaudières par l'amélioration de la connaissance qu'il a du comportement de l'appareil en service et des marges de sécurité de l'appareil vis-à-vis des divers dommages possibles, d'effectuer des améliorations de conception, de traiter les anomalies de fabrication ou apparaissant pendant le fonctionnement.

2.1.2 Présentation des dommages

L'appareil est dimensionné et analysé pour une certaine liste des situations de conception, qui doit envelopper l'ensemble des transitoires que l'appareil est susceptible de voir au cours de sa vie: après avoir vécu toutes les situations de cette liste de conception, il ne doit pas avoir subi un certain nombre de dommages.

Dans le cas des chaudières nucléaires du type PWR, fonctionnant à une température où les effets de fluage sont négligeables, les six dommages considérés dans l'arrêté de 1974 sont:

visés à l'art. 10

- déformation excessive ou chargement limite
- instabilité plastique,
- instabilité élastoplastique ou flambage,
- déformation progressive ou défaut d'accommodation,
- fissuration progressive ou fatigue oligocyclique,

visé à l'art. 9

- rupture brutale ou instabilité d'une fissure qui a été amorcée puis a crû sous chargement monotone et/ou cyclique.

Nous allons d'abord définir succinctement les dommages que nous venons d'énumérer.

Nous distinguons les dommages associés aux chargements monotones croissants, et les dommages associés aux chargements cycliques, qui résultent de l'ensemble des transitoires subis par les structures.

Dommage sous chargement monotone croissant

La figure 1 représente la courbe force (P) – déplacement (δ) d'une structure soumise à un chargement imposé croissant P, ou à un déplacement imposé monotone croissant δ:

- jusqu'à Po, le comportement de la structure est élastique donc réversible: en cas de décharge, il ne subsiste pas dans la structure de déformation permanente;

• à partir du chargement Po, un ou plusieurs points de la structure sont plastifiés. En cas de décharge, il subsiste des déformations permanentes: le comportement n'est plus réversible. À mesure que l'on augmente la charge P, les zones plastifiées envahissent progressivement la structure. Le métal plastifié est susceptible de s'écouler plastiquement mais tant qu'il reste enserré dans des zones élastiques, ce sont les zones élastiques qui vont imposer leur ordre de grandeur de déformation, qui est très petit (quelques 10^{-3}): *c'est le domaine de la plasticité confinée ou élastoplasticité.*

• le chargement P1 est celui pour lequel les zones plastiques «débouchent»: un «mécanisme» d'écoulement plastique libre devient possible, les déformations plastiques deviennent importantes et beaucoup plus grandes que l'ordre de grandeur des déformations élastiques. P1 est appelé *la charge limite* de la structure. À partir de P1, la *déformation* est jugée *excessive.*

La figure 2 montre, comme exemple, les zones plastiques au chargement limite d'une éprouvette axisymétrique fissurée.

Dans le cas où il y a plusieurs paramètres de chargement, il faut souligner un résultat essentiel:

• le calcul élastoplastique des contraintes et des déformations dépend du trajet de chargement suivi; le chargement limite de la structure est par contre indépendant du trajet de chargement suivi; en particulier, il est indépendant de tout système d'autocontraintes (un système d'autocontraintes est un système de contraintes en équilibre avec un chargement extérieur nul).

• au-delà de P1 (fig. 1), le comportement de la structure résulte de deux effets antagonistes: l'affaiblissement géométrique de la structure par modification des dimensions et épaisseurs, et la consolidation du matériau par écrouissage. Au début, l'effet de consolidation l'emporte, puis les deux effets s'équilibrent au chargement P2. Au chargement P2, la force passe par un maximum, ensuite la déformation cesse d'être homogène et se concentre dans une zone localisée de la structure, un peu plus «faible» que les autres: c'est le phénomène de striction ou de hernie. Cette zone localisée subit alors des déformations extrêmement importantes précipitant la formation de fissures et la rupture de la structure. Si au lieu du déplacement, c'est le chargement qui est imposé, la rupture survient dès qu'on atteint P2.

Le chargement P2 est appelé point *d'instabilité plastique.* Il faut souligner qu'il est généralement très difficile de calculer le chargement P2; en particulier, l'hypothèse classique des petites transformations n'est plus valable et il faut faire un *calcul plastique en grande transformation.* (Grands déplacements et grandes déformations).

Le flambage

Il faut distinguer l'instabilité plastique et le flambage. Nous avons vu que l'instabilité plastique arrive après la charge limite (ou déformation excessive) et donc correspond à une plastification importante de la structure. En particulier, le chargement d'instabilité plastique est peu dépendant des contraintes résiduelles initiales (formage et soudage) et des imperfections géométriques, qui ont essentiellement pour effet d'abaisser le chargement de première plastification de la structure et de localiser par exemple la striction qui suit le maximum de la force, dans telle ou telle section.

Le flambage par contre survient soit dans le domaine élastique, soit dans le domaine élastoplastique avec plasticité confinée, soit pour une plastification importante de la structure lorsque celle-ci est peu élancée. Dans les deux premiers cas, le flambage est donc très sensible aux imperfections géométriques et aux contraintes résiduelles, puisqu'elles modifient l'apparition et le développement de la plasticité dans la structure.

On constate que les dommages que l'on vient d'envisager sont fondamentalement dus à l'existence d'une plasticité importante dans la structure. Or, la simplification essentielle du code ASME, qui lui confère son caractère extrêmement opérationnel, consiste à essayer d'empêcher l'apparition des divers dommages en plaçant des limites adéquates sur les contraintes calculées de façon purement élastique, donc fictive puisque dans la réalité l'appareil est en partie plastifié et que les dommages à considérer sont tous essentiellement liés au comportement élastoplastique du matériau et de la structure.

Il est évident qu'une telle démarche très ambitieuse ne peut se faire avec suffisamment de fiabilité et de garanties que si l'application de ces règles se réfère explicitement au dommage qu'il s'agit d'empêcher; de plus, le fondement mécanique des règles de calcul élastiques simplifiées doit être une analyse plastique approfondie.

Cette méthode de calcul qui est la base du code ASME est illustrée par l'exemple de la charge limite d'un piquage sur un récipient (figure 3).

Si l'on adopte cette méthode d'utilisation du code ASME, on peut faire les constatations suivantes:

1) la méthodologie élastique simplifiée du code ASME est efficace si elle est appliquée convenablement. Ce constat est fondé d'une part sur la comparaison des règles de calcul du code avec des analyses complètes élastoplastiques et d'autre part, sur des essais où on a mesuré expérimentalement l'apparition du dommage; de plus, on dispose de l'expérience d'application des règles du code ASME aux États-Unis et dans le monde depuis longtemps.

Cependant, on n'est pas toujours certain des coefficients de sécurité apportés par telle ou telle application brutale du code ASME puisqu'il

faut rappeler qu'il n'y a pas qu'une façon d'appliquer le code, et que deux ingénieurs différents, tout aussi compétents, peuvent appliquer les règles du code de façon différente et aboutir à des conclusions différentes. De plus, le code ASME peut s'appliquer à tous les appareils, pour toutes les géométries, tous les matériaux et tous les types de sollicitations; avec une telle ambition, on ne peut obtenir dans tous les cas des coefficients de sécurité uniformes. Il a donc fallu définir de façon détaillée les modalités d'application du code ASME qui permettent d'assurer les coefficients de sécurité de l'arrêté dans les cas de géométrie, de matériau, et de types de sollicitations qui nous intéressent exclusivement.

2) Les règles élastiques sont aisées d'utilisation; le fait de pouvoir travailler avec des calculs thermoélastiques est très avantageux puisqu'on bénéficie alors du principe de superposition et de l'indépendance par rapport au trajet de chargement suivi.

Appliquer le calcul thermoélastoplastique cyclique à tous les transitoires de toute la vie de l'appareil dans toutes les zones du circuit primaire principal est irréaliste à cause du volume de calcul. En thermoélasticité, le volume de calcul bien que très important est incomparablement plus faible.

De plus, le calcul plastique cyclique pose des problèmes en lui-même; en effet, on connaît mal les lois de comportement de la plasticité cyclique; de plus, l'ordre d'occurrences des transitoires est inconnu, or, la plasticité dépend du trajet de chargement suivi. En conclusion, les méthodes simplifiées sont suffisantes pour la plupart des zones de l'appareil: en effet, celles-ci se révèlent lors de l'application desdites méthodes simplifiées, fort éloignées des critères d'apparition des divers dommages dans toutes les situations.

Par contre, cette analyse de tout le circuit primaire principal par les méthodes simplifiées met en évidence un nombre restreint de points particulièrement sollicités vis-à-vis de tel ou tel dommage et dans telle ou telle situation; le calcul plastique devient alors indispensable pour estimer la marge de sécurité et maîtriser l'endommagement; c'est le cas par exemple des situations de 4ème catégorie où, le chargement limite étant dépassé, il faut alors prévenir l'instabilité plastique: on est alors en plasticité monotone qui, malgré les difficultés des grandes transformations, ne pose pas les problèmes évoqués plus haut à propos de la thermo-élastoplasticité cyclique.

Dommages sous chargement cyclique

Du fait des variations des chargements appliqués à l'appareil, les zones les plus chargées telles que certains congés de raccordement ou les zones en fond d'entaille ou au bord des trous sont soumises à des déformations plastiques alternées; on dit encore que ces zones subissent de la fatigue plastique encore appelée fatigue oligocyclique. Ces déformations plastiques alternées produisent un endommagement qui se cumule et peut provoquer, si les cycles sont trop nombreux, l'apparition de fissures macroscopiques qui peuvent ensuite croître à chaque nouveau cycle: c'est la croissance des fissures par fatigue. Il se peut en outre que la structure «dérive» en déformation c'est-à-dire que chaque nouveau cycle apporte une déformation permanente supplémentaire; ce dommage s'appelle la déformation progressive; il faut l'empêcher car, outre les problèmes géométriques posés par cette déformation qui augmente à chaque cycle, la déformation provoque un endommagement sévère et une fissuration prématurée (déformation plastique cyclique, déformation «moyenne» qui augmente à chaque cycle).

Propagation instable d'une fissure, rupture brutale

Le dommage ultime consiste en la propagation instable d'une fissure. Par exemple, la présention de la déformation excessive, de l'instabilité plastique, de la déformation progressive ou de la fissuration progressive, vise à borner l'endommagement dû à la déformation plastique monotone ou cyclique pour empêcher la création de fissures; on cherche ainsi bien entendu à se protéger très en amont du dommage ultime en prenant, contre l'existence ou la création de fissures, le maximum de précautions, tant au stade de la fabrication (voir paragraphe 3.2 ci-dessous) qu'au stade du dimensionnement et de la conception.

Malgré tout, on postule au stade de la conception des fissures de référence dont il faut démontrer l'inocuité: ceci vise donc, par sécurité supplémentaire, à couvrir le cas de défauts naturels préexistants, c'est-à-dire de défauts plats dus à la fabrication notamment aux opérations de soudage, qui auraient échappé aux contrôles de fabrication, et à couvrir le cas de fissures qui auraient quand même pu être créées en service par fatigue ou par un chargement monotone dans une zone de concentration de contraintes et de déformations. L'inspection en service vise à révéler ces fissures.

Il faut alors vérifier l'absence de toute évolution nocive des fissures postulées au stade de la conception ou révélées par les contrôles non destructifs (évolution nocive pouvant conduire à une propagation

instable). Par exemple, dans le cas d'un matériau ductile, avant d'atteindre l'instabilité plastique, le défaut va croître de façon stable puis devenir instable et provoquer la rupture. Ce phénomène est indiqué sur la figure 1.

Il existe deux modes essentiels d'évolution mécanique des fissures (en laissant de côté la corrosion sous tension) (cf. premiers chapitres):

sous chargement cyclique
croissance par fatigue,

sous chargement monotone
il y a alors deux grands mécanismes pour les matériaux que nous considérons: rupture fragile par clivage, et rupture ductile qui comporte une première phase de croissance stable du défaut.

Il faut souligner que ces mécanismes d'endommagement sont étroitement liés à la structure métallurgique du matériau. Le circuit primaire principal des chaudières PWR est essentiellement constitué de deux matériaux: l'acier ferritique type A 508 classe 3 ou A 533 grade B classe 1, et l'acier inoxydable austénitique type 316.

Le danger d'une fissure réside dans son évolution sous chargement cyclique puis sous chargement monotone, pouvant aboutir à une propagation instable provoquant soit une fuite, soit la rupture brutale de l'appareil. Il se pose alors le problème de la taille critique de ce défaut, compte tenu des conditions de géométrie et de chargement. Ainsi, qu'il s'agisse de fissures de référence postulées au stade de la conception ou de défauts réels révélés par un contrôle non destructif, il est nécessaire de pouvoir estimer l'évolution de la fissure de fatigue et sa taille critique dans les conditions de géométrie et de chargement à considérer, si l'on veut prévenir tout risque de propagation instable.

2.1.3 Exemples de travaux (expérimentations et calculs) menés dans le cadre indiqué ci-dessus

Nous présentons succinctement, à titre d'illustration, quelques études effectuées par FRAMATOME afin de parvenir à apprécier de façon quantitative les marges de sécurité des composants vis-à-vis des dommages définis ci-dessus. Il est important de souligner que plusieurs centres de recherche et laboratoires universitaires et industriels apportent leurs compétences expérimentales ou théoriques à la réalisation de ces études.

La méthodologie employée et le détail des résultats obtenus sont décrits dans le chapitre 10.

Étude du comportement élastoplastique cyclique de l'acier ICL 167 type 316

L'accès à la réponse de la structure, qui est notre objectif, passe par une bonne connaissance du comportement du métal sous des sollicitations variant de la façon la plus générale possible.

Un modèle de plasticité cyclique de l'acier ICL 167 type 316 prenant en compte les effets de mémoire dus en particulier à la plus grande déformation plastique cyclique subie par le matériau au cours de son histoire a été établi. Une confrontation théorie/expérience a été effectuée pour différentes histoires de chargement uniaxial.

Les travaux en cours ont pour but:

- de qualifier le modèle pour des situations multiaxiales;
- d'utiliser le modèle pour étudier l'amorçage et la croissance d'une fissure de fatigue et pour valider les méthodes simplifiées utilisées en bureau d'étude.

Critère pour analyser l'amorçage de la propagation d'une fissure en fatigue oligocyclique dans les zones singulières

Lorsqu'une pièce comportant une entaille aiguë due à sa conception (soudures par recouvrement, pointe des manchettes thermiques soudées, ou des pénétrations non frettées, etc.) est soumise à une sollicitation cyclique, elle ne peut supporter qu'un nombre limité de cycles avant qu'il apparaisse une petite fissure, ayant une certaine orientation, à la pointe de l'entaille, ceci étant dû à un endommagement de fatigue oligocyclique.

La prévision de l'amorçage de fissure par fatigue dans ces zones singulières où les contraintes et les déformations sont très importantes à la pointe de l'entaille, avec de plus un gradient très important, c'est-à-dire la prévision du nombre de cycles à l'amorçage et de la direction de fissuration, n'est pas accessible par le code ASME (quel coefficient de concentration de contrainte Kt prendre et sur quelle contrainte nominale faut-il l'appliquer? Application de la règle du 3 Sm et coefficient Ke correspondant au dépassement?). On a donc été conduit à développer un critère d'amorçage (direction d'amorçage et nombre de cycles à l'amorçage), qui introduit la notion de volume «caractéristique» de métal sur lequel se réalisent les processus d'endommagement (dimension «caractéristique» correspondant aux mécanismes microscopiques du dommage, effet d'échelle).

La courbe d'amorçage ($\Delta\sigma_{\theta\theta}$ (d), Na) amplitude de variation au cours d'un cycle de la contrainte circonférentielle à une distance «caractéristique» d de la pointe de l'entaille, calculée par une analyse élastique, en fonction du nombre de cycles à l'amorçage, a été qualifiée par une

confrontation essais/calculs pour un acier type 316 pour les chargements en mode I ou II sur éprouvettes de type CT avec rayon à fond d'entaille et sur maquettes représentatives des pénétrations non frettées et de leurs chargements (de type modes I ou II, et en plasticité confinée), et sont incorporées dans le RRC.

Les développements en cours poursuivent la qualification de ce critère:

- aux chargements complexes, mode I plus II, notamment dans le cas de trajets de chargement non radiaux, c'est-à-dire non proportionnels (chargements thermiques)
- à des situations de plasticité non confinées; le calcul à l'aide de modèles de loi de comportement élastoplastique cyclique de l'acier inoxydable austénitique type 316 des contraintes et des déformations plastiques cycliques à la pointe de l'entaille sera effectuée;
- en examinant le domaine de validité d'une loi simplifiée de cumul de dommage du type Miner pour des cycles de chargement différents.

Détection de l'amorçage des fissures en fatigue oligocyclique

Une méthode de détection de l'amorçage d'une fissure de fatigue par un moyen de contrôle non destructif a été mise au point par l'Université de Technologie de Compiègne (équipe de M. Bathias), à partir d'essais de fatigue oligocyclique. Une méthode électrique est utilisée, qui consiste à faire circuler un courant stabilisé à travers l'éprouvette et à mesurer la chute de tension entre deux points. La déformation de la boucle d'hysteresis variation de tension/déformation mécanique correspond au moment où les microfissures amorcées en surface s'ouvrent et se ferment complètement au cours d'un cycle c'est-à-dire au moment où le stade II de fissuration est atteint.

Les résultats de ces travaux vont être maintenant appliqués à l'étude de l'amorçage d'une fissure en fatigue oligocyclique pour l'acier type 316 à chaud (300°C) en s'attachant à préciser le rôle de l'environnement (rôle de l'oxydation, essais sous vide et sous air).

Lois de cumul de l'endommagement de fatigue oligocyclique

Lorsqu'une structure subit des sollicitations d'amplitude variables, la section III du code ASME recommande l'utilisation d'une loi linéaire du cumul du dommage, la loi de Miner.

Cependant, certaines études montrent que cette loi ne donne pas toujours des résultats satisfaisants; tantôt, on obtient une prévision non conservative, en particulier dans le cas où les sollicitations les plus importantes sont situées au début de l'histoire du chargement, ou

encore quand on superpose des cycles de faible amplitude à la déformation maximale de cycles de fatigue oligocyclique de grande amplitude et de fréquence moindre; tantôt, on obtient une prévision trop conservative par exemple dans le cas où les cycles de plus faibles amplitudes sont situés au début de l'histoire du chargement.

Des essais visent à séparer la part respective des grands cycles et des petits cycles dans les phases d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue et pour préciser le rôle de la contrainte moyenne au cours du cycle.

Calcul de la croissance d'une fissure par fatigue

Les fissures dont la nocivité doit être évaluée dans les composants à l'aide de la Mécanique de la Rupture sont souvent des fissures courtes (quelques mm) situées dans des zones très sollicitées, telles que des congés de raccordement, ce qui conduit à des zones plastiques importantes correspondant à la pointe de fissure et aux zones plastiques environnantes dans ces zones très sollicitées, zones plastiques dont les dimensions peuvent être supérieures à celles de la fissure ou des ligaments de matière restants. Dans ces conditions, la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (qui est l'outil de base du code ASME par exemple) n'est plus directement valide; il est donc nécessaire de la corriger pour tenir compte de cette plasticité sous une forme qui permette encore d'utiliser les résultats des essais classiques de vitesse de fissuration. De plus, les problèmes réels sont:

tridimensionnels

la croissance de la fissure se produit à chaque cycle tout au long du front de fissure, dans des conditions qui varient le long de ce front (fissure débouchante semi-elliptique, fissure traversante dans le cas d'une épaisseur faible...).

sous chargement complexe
(mode I + mode II + mode III):

Sous chargement complexe, la fissure bifurque (elle quitte son plan). L'angle de branchement est souvent défini comme étant par exemple la direction de mode I pur pour la fissure bifurquée. Le problème est compliqué par le fait que la fissure suit un trajet curviligne durant un certain nombre de cycles et par le fait que la direction de mode I pur peut être différente au cours de chaque transitoire de la vie de l'appareil (cas des chargements thermiques par exemple). De plus, la vitesse de propagation des fissures branchées est mal connue. Ceci a conduit FRAMATOME à:

- qualifier une méthode numérique par la méthode des éléments finis permettant le calcul des facteurs d'intensité de contrainte élastique à partir des déplacements des lèvres de la fissure, sans extrapolation par l'utilisation de mailles singulières.

• développer le calcul tridimensionnel des facteurs d'intensité de contraintes élastiques en chaque point du front de fissure, pour des fissures de surface semi-elliptiques dans une plaque, dans une virole, en coin de tubulure.

Compte tenu de la difficulté des cas réels et afin de valider les méthodes simplifiées utilisées couramment, FRAMATOME étudie la simulation de l'endommagement par fatigue du matériau situé le long du front de fissure, en considérant cet endommagement dans un volume caractéristique de métal pour tenir compte des très importants gradients de déformation et de contraintes qui existent à la pointe d'une fissure.

Les modèles de lois de comportement élastoplastique cyclique sont utilisés dans la simulation numérique par éléments finis de la croissance des fissures par fatigue, à l'aide d'un modèle d'endommagement de type fatigue oligocyclique (loi de Manson Coffin), cumulé (selon la sommation linéaire de Miner), pour le métal situé à la pointe de la fissure: lorsque le volume élémentaire est détruit par fatigue oligocyclique, un relâchement de noeuds du calcul par éléments finis intervient et la fissure progresse.

À titre d'illustration, nous présentons ci-dessous une analyse simplifiée qui est parfois utilisée dans les situations complexes rencontrées dans les applications réelles; cette méthode utilise, pour le calcul du facteur d'intensité de contrainte, la formulation:

$$\Delta K = F\,\Delta\sigma^* \sqrt{\pi(a + p)}$$

où:

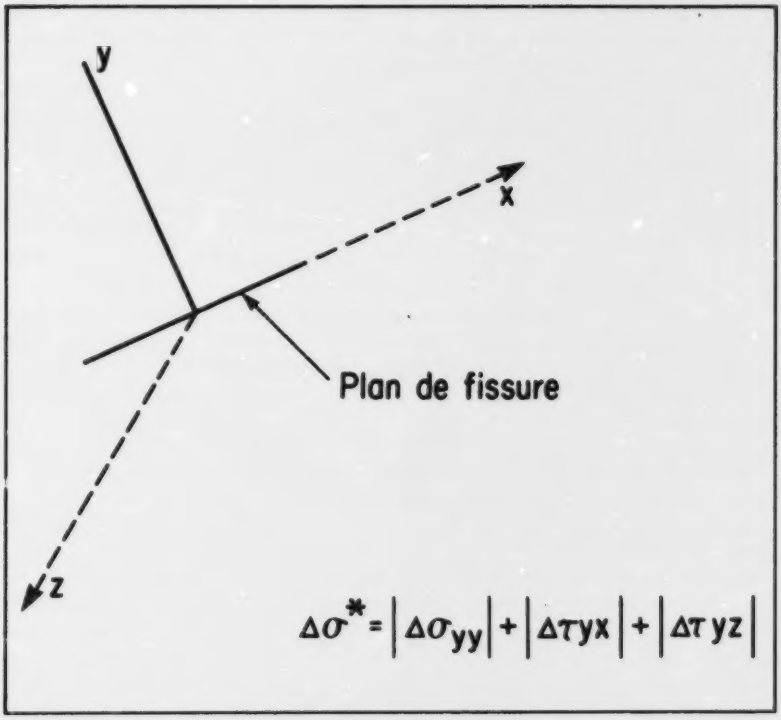
• F est une correction pour tenir compte des effets de bords,

• a est la dimension de la fissure à prendre en compte dans le calcul des facteurs d'intensité de contraintes classiques,

• $\Delta\sigma^*$ est l'amplitude de variation, au cours du cycle considéré, de la contrainte normale + les deux cisaillements (pour faire $K_I + K_{II} + K_{III}$) calculés de façon élastique (pour $\Delta\sigma^*$, voir figure, p. 526).

• r_p est une correction de zone plastique cyclique.

La fissure est modélisée dans cette formulation par une fissure bande. Il faut souligner que les contraintes à utiliser dans ces formules sont des contraintes ambiantes maximum, c'est-à-dire qu'il faut prendre un nuage de mailles assez important tout autour du défaut et prendre les composants de contraintes maximum dans cet environnement de la fissure. De plus, il faut calculer $|\Delta\sigma_{yy}|$, c'est-à-dire tenir compte de toute la partie négative, quand elle existe, de la contrainte normale au cours d'un cycle; en effet, par le jeu des contraintes résiduelles de fabrication et de soudage, que l'on ne connaît pas, il peut rester des contraintes résiduelles de tension et donc la partie du



Calcul de $\Delta\sigma^*$

cycle qui est négative en l'absence de toutes contraintes résiduelles peut participer entièrement à la fissuration dans la réalité.

L'évolution Δa de la fissure est alors obtenue à partir de l'enveloppe des lois classiques de fissuration (da/dN, ΔK), c'est-à-dire à l'aide d'une loi «sûre» et avec correction du rapport R.

La cumulation des divers transitoires de la vie de l'appareil doit alors se faire comme le calcul de fatigue de la section III du code ASME en combinant entre eux tous les cycles à considérer (maximum des maximum combiné avec les minimum des minimum).

D'autres modélisations simplifiées peuvent être envisagées.

Critères de stabilité des fissures au cours de leur croissance par fatigue

Le circuit primaire principal des chaudières PWR est essentiellement constitué de deux matériaux: l'acier ferritique type A 508 classe 3 ou A 533 grade B classe 1, et l'acier inoxydable austénitique type 316.

L'acier inoxydable austénitique forgé ne présente pas de risque de rupture par clivage; cependant, les inox moulés (coudes de tuyauteries primaires, volutes de pompes primaires, tuyauteries primaires centrifugées) ainsi que les joints soudés, ont une structure austénoferritique. Du fait du vieillissement de la ferrite, les caractéristiques de ténacité (résilience, J_{IC}) diminuent alors au cours du temps. L'étude de l'évolution au cours du temps des propriétés de ténacité des inox moulés est actuellement à l'étude chez FRAMATOME.

Pour l'acier ferritique A 508 ou A 533, la ténacité K_{IC} varie fortement avec la température et présente une transition très marquée vers −20°C qui est appelée le «Nil Ductility Temperature» (NDT). Cette transition brutale correspond au changement du mécanisme microscopique de rupture; la partie basse de la transition correspond à la rupture par clivage, le plateau ductile correspond à la déchirure ductile. Le plateau ductile est la situation générale du circuit primaire principal; outre quelques cas où l'on est dans la transition, le risque de rupture par clivage au-dessous de la transition ne concerne que la virole de coeur, fragilisée en fin de vie par irradiation, et lors d'un choc froid.

En ce qui concerne la rupture par clivage, un critère de rupture basé sur une contrainte critique d'ouverture σ_c, qui doit être dépassée sur une distance d caractéristique du matériau, a été qualifié pour l'acier A 508.

L'effet d'une prédéformation à chaud sur la rupture par clivage (effet de warm prestress) a également été prédit à l'aide de ce critère en tenant compte du rôle de l'émoussement du fond de fissure et des contraintes résiduelles en pointe de fissure.

En ce qui concerne la déchirure ductile, il est nécessaire de savoir prédire l'initiation, la croissance stable et la charge maximale pour des fissures dans une structure ductile, de manière à estimer quantitativement les marges de sécurité. Une fonction d'endommagement basée sur un taux de croissance critique de trous provenant de la décohésion des inclusions de MnS a été qualifiée pour l'acier A 508, en situation bidimensionnelle et mode I pur.

La qualification définitive de ce critère dans un cas tridimensionnel et sous un chargement complexe est en cours.

2.2 Cas des réacteurs à neutrons rapides dits surgénérateurs

2.2.1 Introduction

Mis à part les générateurs de vapeur et la partie classique de l'installation, les réacteurs à neutrons rapides ne sont pas des appareils à pression, et la réglementation des appareils à pression ne s'applique donc pas. Par contre, les réacteurs à neutrons rapides, comme tous les réacteurs nucléaires, sont réglementés par le décret du 11 décembre 1963, modifié par le décret du 27 mars 1973. Ce décret prévoit que le Ministère de l'Industrie est chargé:

- de mener la procédure d'autorisation de création de l'installation nucléaire de base et de préparer le décret d'autorisation de création de l'installation qui fixe les prescriptions auxquelles doit se conformer l'exploitant de l'installation;
- de fixer par arrêté la réglementation technique générale des installations nucléaires de base;
- d'en faire exercer la surveillance par des inspecteurs spécialisés, qui sont placés sous son autorité. La surveillance exercée par les inspecteurs porte sur l'application de la réglementation technique générale des installations nucléaires de base, des dispositions contenues dans le décret d'autorisation de création spécifique à chaque installation, et des prescriptions ultérieurement imposées à l'exploitant.

À titre d'illustration, le décret d'autorisation de création de la centrale nucléaire Super Phenix paru le 12 mai 1977, prévoit entre autres prescriptions, qu'un dossier précisant pour les différents matériels, les classes de sûreté et les niveaux de qualité adoptés, ainsi que les règles, codes ou normes utilisés avec la justification de cette utilisation, soit adressé au Service Central de Sûreté des Installations Nucléaires au plus tard six mois après la publication du décret; les inspecteurs des installations nucléaires de base, au cours de leurs visites de surveillance, s'assurent de la bonne application de ces prescriptions techniques.

2.2.2 Présentation des dommages; méthodologie pour vérifier les marges de sécurité vis-à-vis de ces dommages

Dans le cas des appareils travaillant au-dessus de températures à partir desquelles les effets de fluage cessent d'être négligeables, ce qui est le cas de certains composants de Super Phenix, les dommages

considérés dans le code Case N 47 de l'ASME sont, outre les six dommages qui ont déjà été définis plus haut (cf. I):

- limites sur la déformation inélastique cumulée durant la vie, par fluage monotone et déformation progressive,
- fissuration par fatigue — fluage.

Le Code Case N 47 propose encore dans ce cas une analyse simplifiée élastique. Lorsqu'un composant ne vérifie pas les critères de l'analyse élastique, il faut alors recourir à une analyse inélastique c'est-à-dire thermoviscoplastique. La pratique montre que, assez souvent, les zones très sollicitées ne vérifient pas les critères de l'analyse élastique du Code Case N 47 en ce qui concerne les limites sur la déformation inélastique cumulée et la fissuration par fatigue-fluage.

Il est donc nécessaire de définir une méthodologie d'application de l'analyse inélastique en vue d'appliquer de façon physiquement et mécaniquement fondée les règles d'analyse inélastique du Code Case N 47 qui visent à assurer des marges de sécurité suffisantes pour les composants vis-à-vis des divers dommages à envisager. Ceci concerne:

- la limitation des déformations inélastiques et le dommage de fatigue fluage,
- la mise en place d'outils permettant d'évaluer la nocivité d'un défaut, soit de fabrication, soit apparaissant au cours de la vie de l'appareil.

Nous précisons ci-dessous quelques éléments importants intervenant dans la réalisation de cette analyse inélastique, en soulignant les travaux (expérimentations et calculs) qui doivent être poursuivis. Les travaux que nous évoquons s'inscrivent par exemple dans le cadre des études du Groupe de Travail Matériaux EDF/CEA, dans le cadre des études menées par la Société NERSA, EDF-SEPTEN ou les constructeurs NOVATOME — NIRA et CREUSOT-LOIRE, ou encore dans le cadre de contrats d'études passées par le Service Central de Sûreté des Installations Nucléaires à des centres de recherche ou des laboratoires industriels, qui apportent ainsi leur compétence expérimentale ou théorique.

2.2.3 Estimation de l'histoire, et du niveau des contraintes et des déformations en chaque point d'une structure

L'évaluation de l'endommagement du matériau est basée sur l'histoire et le niveau des contraintes et des déformations en chaque point de la structure; en particulier, le dommage de fluage t/t_R varie très rapidement avec le niveau de contrainte (à titre d'illustration des ordres de grandeur, 10% de plus sur le niveau de contraintes multiplie

par trois la dommage de fluage). Il est donc nécessaire, dans le cas d'une analyse inélastique, de disposer de modèles de lois de comportements suffisamment fiables.

La déformation totale est la somme d'une déformation élastique, d'une dilatation thermique, d'une déformation plastique instantanée et d'une déformation viscoplastique:

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^{el} + \epsilon_{ij}^{th} + \epsilon_{ij}^{P} + \epsilon_{ij}^{VP}$$

Les éléments essentiels qui doivent être pris en compte dans les lois de comportement de plasticité instantanée et de viscoplasticité sont maintenant détaillés:

Loi de comportement en plasticité instantanée (joint soudé, métal de base)

Courbe de traction monotone

L'influence du vieillissement éventuel du matériau sur la courbe de traction monotone doit être étudiée; en effet, le calcul des contraintes et des déformations pour un transitoire en fin de vie nécessite la connaissance de la loi de comportement du matériau vieilli.

L'influence d'une déformation viscoplastique préalable (fluage et relaxation) sur la courbe de traction monotone doit de même être étudiée.

Courbe d'écrouissage cyclique

Du fait des transitoires que l'appareil voit au cours de sa vie, le matériau peut être amené à se consolider cycliquement; il est donc nécessaire d'établir la courbe de consolidation cyclique uniaxiale du matériau, dans le cas non vieilli et dans le cas vieilli.

L'influence d'une déformation viscoplastique préalable (fluage et relaxation) sur la courbe de consolidation cyclique doit être étudiée. Il est nécessaire de valider un modèle de comportement en plasticité cyclique dans des conditions multiaxiales et pour des histoires complexes et variées du chargement (trajet de chargement complexe, enchaînement de transitoires variés). Ce modèle de plasticité cyclique pourra alors établir les limites de validité des modèles simplifiés utilisant par exemple directement le cycle stabilisé sans décrire toute l'évolution depuis la courbe de traction monotone jusqu'au cycle stabilisé

Loi de comportement en viscoplasticité: fluage et relaxation

Le modèle de comportement viscoplastique doit prendre en compte les phénomènes physiques importants que sont:

- la prise en compte à la fois du fluage primaire et du fluage secondaire;
- le type d'écrouissage du matériau (notamment «strain hardening» ou «time hardening»).

Un ensemble complet d'essais de fluage uniaxial étant réalisé, il faut vérifier que le modèle de comportement adopté modélise correctement les expériences de relaxation. Il faut également vérifier que la loi de comportement de fluage/relaxation reste valide dans des conditions multiaxiales.

Par exemple, dans le cas de l'acier 316 EDF SPH des travaux pour valider le modèle de comportement (strain hardening et critère de Mises) et donc pour qualifier les calculs inélastiques sur structures sont engagés. L'éprouvette-structure retenue est une éprouvette axisymétrique entaillée. Des essais biaxés seront également effectués pour valider la loi de fluage/relaxation.

Il faut également étudier l'influence d'un écrouissage de plasticité instantanée sur la loi de comportement en viscoplasticité (fluage et relaxation)

On peut distinguer:

— l'effet d'un préécrouissage à froid dû aux opérations de formage.

— l'effet de l'écrouissage de plasticité instantanée monotone et cyclique sous l'effet de transitoires en fonctionnement.

Il faut également étudier l'influence du vieillissement sur la loi de comportement en viscoplasticité

Conclusion

La prise en compte dans les modèles de lois de comportement de l'interaction entre la plasticité instantanée et la viscoplasticité est une étape importante pour évaluer le dommage de fatigue-fluage.

Pour assurer des marges de sécurité suffisantes pour les composants, dans le cadre d'une analyse inélastique, on est ainsi conduit du point de vue du calcul de structure à considérer un ensemble de plusieurs lois de comportement; selon le dommage que l'on veut

maximiser (déformation, fatigue, fluage), la loi de comportement pénalisante vis-à-vis de ce dommage doit être choisie; par exemple, pour la plasticité instantanée, les lois extrêmes sont la courbe de traction monotone et la courbe de consolidation cyclique avec dans les deux cas, des courbes minimum garanties ou des courbes maximales sur produit.

2.2.4 Lois d'endommagement de fatigue-fluage

Les questions suivantes sont encore mal connues et compte tenu de leur très grande importance dans la réalisation de l'analyse du comportement, des études approfondies doivent être poursuivies (expérimentations, calculs, confrontation entre les deux):

Tester expérimentalement la validité du dommage de fatigue-fluage selon le Code Case $t/t_R + n/n_R < D$ sur des cas typiques plus généraux que les essais usuels de fatigue-relaxation

Un programme d'essais est engagé sur des éprouvettes prélevées dans des joints soudés en 316 EDF SPH, ce qui devrait couvrir le cas du métal de base; néanmoins, quelques essais sont prévus sur métal de base pour comparaison. Les essais comprendront notamment:

des éprouvettes fluées puis fatiguées, de façon à voir l'effet d'un préendommagement du fluage sur la courbe de Manson Coffin.

des éprouvettes fatiguées puis fluées, de façon à voir l'effet d'un préendommagement de fatigue sur les courbes de fluage-rupture.

des histogrammes par blocs, chaque bloc comportant plusieurs types de cycles de fatigue et des temps de maintien; on étudie l'influence de la position relative des différents types de cycles de fatigue et des temps de maintien.

Effet de la triaxialité des contraintes sur les courbes de fluage-rupture et plus généralement sur la fissuration par fatigue-fluage

Un programme d'essais et de calculs sur l'acier 316 EDF SPH et sur l'alliage 800 est engagé sur éprouvettes entaillées. Les essais sur éprouvettes entaillées permettront de faire varier le taux de triaxialité des contraintes. Les essais prévus sont:

- des essais de fluage-rupture,
- des essais de fatigue lente,

• des essais de chargement par blocs, chaque bloc comportant des cycles de fatigue et des temps de maintien.

• Des essais biaxés en traction-torsion sont également envisagés.

Dans une seconde phase, ces essais visent à déboucher sur la mise au point d'une fonction d'endommagement, d'abord de fluage/relaxation basée sur les mécanismes microscopiques d'endommagement et exprimée en fonction de l'histoire des contraintes et des déformations, suivant une méthodologie employée avec succès pour l'étude de la rupture fragile et de la rupture ductile de l'acier A 508, et ensuite d'interaction fatigue-fluage. L'étude de l'endommagement physique sera faite sur des éprouvettes rompues et sur des éprouvettes arrêtées avant rupture. Ainsi, l'endommagement de décohésion intergranulaire sera mesuré à l'aide d'examens en microscopie optique. Il s'agit ensuite de quantifier l'effet de l'endommagement de fluage/relaxation sur la durée de vie en fatigue et réciproquement de l'endommagement en fatigue sur la durée de vie en fluage...

Choix de l'histogramme de chargement et des méthodes d'extrapolation

L'ordre d'occurrence des transitoires est inconnu; or, dans l'analyse inélastique, l'histoire et donc le niveau des contraintes et des déformations et par conséquent le niveau des différents dommages dépend du trajet de chargement suivi; de plus, du fait du coût élevé des calculs de plasticité instantanée cyclique et de viscoplasticité, seuls quelques transitoires peuvent être calculés et répétés seulement un petit nombre de fois; ceci pose les questions importantes du choix par le calculateur d'histogrammes de chargement enveloppes, c'est-à-dire qui soient conservatifs vis-à-vis des différents dommages, et du choix de méthodes d'extrapolation des contraintes et des déformations et donc des dommages pour le nombre total de situations que doit subir l'appareil. L'histogramme de chargement doit ainsi prendre en compte notamment:

• les transitoires accidentels: les contraintes résiduelles qu'ils créent doivent être prises en compte dans l'analyse inélastique.

• les variations de puissance et les fluctuations en régime permanent dues à la régulation de l'appareil, qui représentent des cycles de faible amplitude mais avec un très grand nombre d'occurrences.

• l'influence de l'ordre des transitoires (par exemple dans le cas de transitoires thermiques, ordre de succession de chocs chauds et de chocs froids; également ordre d'arrivée des grands transitoires et des petits, nombre de répétition de ces transitoires) et des périodes de temps de maintien à haute température séparant les transitoires.

La seule solution réaliste est d'analyser des histogrammes par blocs. On est conduit à considérer plusieurs histogrammes, chaque histogramme maximisant un dommage particulier (déformation progressive et limites de déformation, fatigue, fluage); la loi de comportement la plus pessimiste vis-à-vis de ce dommage particulier doit alors être utilisée.

Il est alors nécessaire de calculer un nombre suffisant de transitoires qui se répètent dans un bloc, et de calculer un nombre suffisant de blocs pour obtenir une stabilisation de l'évolution des boucles de déformation et de contraintes en forme, dimension et dérive, ce qui permet de calculer par extrapolation les déformations cumulées en fin de vie et le dommage de fatigue-fluage. Pour évaluer le dommage de fluage, il y a deux possibilités d'extrapolation:

- calculer le dommage de fluage pour chacun des blocs calculés et trouver une loi d'extrapolation sur le dommage;
- faire l'extrapolation sur les contraintes calculées pour les premiers blocs et calculer le dommage de fluage sur les contraintes extrapolées.

Ces deux méthodes sont très différentes car la loi de dommage en fluage t/t_R est fortement non linéaire. Physiquement, seule la deuxième méthode est fondée.

Pour vérifier les critères sur la déformation progressive en fin de vie, il est également nécessaire d'extrapoler les déformations calculées pour les premiers blocs.

Il faut souligner qu'il n'existe pas actuellement de méthode satisfaisante autre que conventionnelle pour extrapoler en fin de vie les valeurs des contraintes et des déformations calculées pour les premiers blocs.

2.2.5 Évolution des fissures dans les cas de chargements monotones et cycliques

Calcul de la croissance d'une fissure par fatigue

Le calcul de la croissance d'une fissure par fatigue pose les mêmes problèmes que dans le cas des réacteurs PWR.

Calcul de l'amorçage et de la croissance d'une fissure par fluage

- Amorçage

Il s'agit ici de définir les paramètres mécaniques qui permettent de décrire l'amorçage d'une fissure en fluage, et de déduire les courbes

d'amorçage: paramètre mécanique/temps d'amorçage à différentes températures. La réponse à cette question est sans doute fonction de l'histoire mécanique qu'a subie le matériau à la pointe de la fissure. Parmi ces effets d'histoire, il faut songer notamment:

- à l'écrouissage monotone: cumul de l'endommagement par déformations et contraintes monotones (épuisement de la ductilité) avec l'amorçage en fluage;
- à l'écrouissage cyclique: cumul de l'endommagement par fatigue oligocyclique avec l'amorçage en fluage;
- à un chargement en fluage préalable à un niveau de contrainte différent, ce qui revient à poser le problème d'une loi de cumul du dommage au niveau de l'amorçage en fluage;
- au vieillissement que subit le matériau.

Il est également nécessaire d'être capable de définir une loi de cumul de dommage pour l'amorçage en fatigue-fluage et sur un défaut naturel (inclusion, soufflure, retassure, collage...).

- Croissance

Il s'agit ici de définir les paramètres mécaniques qui permettent de décrire la propagation des fissures en fluage, et d'en déduire les courbes paramètre mécanique/vitesse de fissuration. Plusieurs approches possibles ont été proposées pour décrire le chargement: on peut citer notamment l'approche en terme de K (facteur d'intensité de contrainte), celle qui s'appuie sur J ou C* et enfin celles basées sur une analyse en contraintes (contrainte moyenne dans le ligament, ou encore la contrainte de référence).

L'amorçage et la croissance d'une fissure par fluage sont des problèmes encore très mal connus; en particulier, l'étude de l'amorçage est sans doute aussi importante, du point de vue pratique, que celle de la propagation.

Le calcul effectué par Riedel et Rice des contraintes et des déformations à la pointe d'une fissure immobile en mode I avec un modèle simplifié élastoviscoplastique de Norton a donné les résultats suivants:

- en situation de «fluage confiné», la croissance de la fissure est gouvernée par le facteur d'intensité de contraintes K;
- en situation de «fluage généralisée» la croissance de la fissure est gouvernée par J ou C*.

• le rayon r_{creep} (θ, t) de la zone de fluage, obtenu en écrivant que $\epsilon_{VP}^{eq} = \epsilon_{el}^{eq}$, est donné par:

$$r_{creep}(\theta,t) = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_I}{E}\right)^2 \left\{\frac{(n+1)^2 E^n B\, t}{2n}\right\}^{2/n-1} F_{cr}(\theta) \qquad (1)$$

(loi de comportement $\dot{\epsilon}_{VP} = B\sigma^n$; $F_{cr}(\theta)$ fonction sans dimension de l'angle polaire θ à la pointe de la fissure).

La situation de fluage confiné correspond à r_{creep} (θ, t) petit devant b où b désigne le ligament de matière restant.

On peut remarquer que r_{creep} (t) s'écrit sous la forme:

$$r_{creep}(\theta,t) = \frac{1}{2\pi}\left\{\frac{K_I}{\sigma_y(t)}\right\}^2 F_{cr}(\theta)$$

où $\sigma_y(t) = \left\{\frac{2n}{(n+1)^2 EBt}\right\}^{1/n-1}$

est une pseudo limite d'élasticité qui diminue au cours du temps.

Pour n grand, $\sigma_y(t) \approx (EBt)^{-1/n-1}$
c'est-à-dire est égale à la contrainte relaxée au bout du temps t à partir d'une contrainte initiale infinie.

Riedel et Rice proposent comme critère d'amorçage d'une fissure en fluage, une valeur critique de la dimension de la zone de fluage ou une déformation viscoplastique équivalente critique ϵ_c à une distance d de la pointe de la fissure.

Interaction fatigue-fluage dans la croissance des fissures

La superposition d'un maintien en charge entre les cycles de fatigue pendant une certaine durée conduit à une augmentation de la vitesse de propagation en fatigue; cette interaction doit être étudiée pour pouvoir déterminer la croissance d'une fissure pendant toute la durée de vie de l'installation.

• Le choix de critères de stabilité des fissures au cours de leur croissance par fatigue pose les mêmes problèmes que dans le cas des réacteurs PWR.

3–Codes et réglementations en matière de fabrication et de contrôle de la fabrication

3.1 Introduction

La réglementation des appareils à pression déjà évoquée pour les problèmes de conception prévoit bien entendu aussi un certain nombre de dispositions en ce qui concerne la fabrication et le contrôle de la fabrication. Par exemple, l'emploi du soudage, les opérations de réparation et de contrôle des soudures sont réglementés par l'arrêté du 24 mars 1978 qui remplace l'arrêté du 2 octobre 1941.

L'arrêté du 26 février 1974 contient bien entendu, des prescriptions dans les domaines des matériaux, de la fabrication, du contrôle de la fabrication et de l'organisation de ce contrôle (Assurance Qualité), prescriptions qui sont essentielles pour assurer le haut niveau de qualité et de sécurité requis pour les appareils à pression nucléaires.

Le décret d'autorisation de création de la centrale nucléaire Super Phenix impose à l'exploitant NERSA de veiller à ce que soit mis en place un système efficace permettant que soit définie la qualité à rechercher, que celle-ci soit obtenue, que ce résultat soit contrôlé, et que soient rectifiées les erreurs éventuelles. En particulier, il est demandé à NERSA de surveiller et de contrôler l'action de ses fournisseurs et de rendre compte au Ministre de l'Industrie de cette surveillance et de ce contrôle. Ces exigences sont d'ailleurs exactement les mêmes que celles imposées à Electricité de France dans les décrets d'autorisation de création des centrales à eau pressurisée.

En ce qui concerne la fabrication et le contrôle, l'exploitant EDF a défini ses exigences dans ses cahiers des prescriptions de fabrication et de contrôle: un cahier spécifique aux chaudières nucléaires à eau, un cahier spécifique aux chaudières nucléaires surgénératrices.

3.2 Les prescriptions de l'arrêté du 26 février 1974

L'arrêté du 26 février 1974 laisse à l'appréciation du constructeur les modalités des contrôles non destructifs, leur mise en oeuvre et les critères de sanction de ces contrôles; il prescrit que les contrôles effectués doivent permettre de garantir l'obtention des caractéristiques prévues sur l'appareil achevé. En particulier, les défauts tolérés ne doivent faire courir aucun risque de rupture brutale en exploitation.

Dans la pratique, ces spécifications distinguent deux catégories de défauts:

• les défauts plats tels que fissures, collages, manques de fusion et de pénétration; il s'agit essentiellement de défauts de soudage ou de défauts de mise en forme tels que des délaminages ou dédoublures dans une tôle;

• les défauts volumiques; ce sont des défauts dus à l'élaboration et au soudage (soufflures, inclusions, retassures dans les aciers moulés).

Les contrôles non destructifs sont effectués aux divers stades de la fabrication et comprennent:

• des contrôles de surface: ressuage et magnétoscopie,

• des contrôles dans le volume de la pièce: radiographie et ultra-sons.

D'une façon générale:

• les défauts plats révélés par le contrôle de fabrication doivent être réparés quelle que soit leur taille;

• pour les défauts volumiques, il existe des dimensions de défauts acceptables; cependant, ces critères correspondent plus à des connaissances empiriques et notamment à l'expérience que l'on en a dans la pratique et l'utilisation industrielle, qu'à une démonstration de la nocivité ou de l'inocuité des défauts. On peut distinguer les 3 phases suivantes:

1) La phase amont, c'est-à-dire:

• la rédaction des spécifications techniques permettant de définir notamment:

• les procédés de formage des produits,

• les modes opératoires de soudage,

• les traitements thermiques,

• les méthodes de contrôle utilisées, leur mise en oeuvre et les divers stades de leur application ainsi que les critères de sanction de ces contrôles.

L'ensemble des plans de fabrication et des spécifications techniques de fabrication et de contrôle constitue les documents amonts.

L'arrêté prévoit que les risques encourus au cours des opérations de formage, en raison de l'évolution de la structure des matériaux et de leurs caractéristiques devront être connus du constructeur, soit du fait de son expérience, soit du fait de connaissances acquises au cours d'essais de mise au point.

C'est pourquoi, lors d'un changement notable au niveau des procédés de fabrication, le constructeur et ses sous-traitants réalisent des essais sur les nouveaux procédés de fabrication, à l'aide par exemple de maquettes, de pièces d'essais ou de pièces de présérie, qui font

l'objet de contrôles non destructifs et de contrôles destructifs, avant de lancer la fabrication de série.

En ce qui concerne les opérations de soudage, elles font l'objet d'une spécification de soudage et de plus, elles doivent être couvertes par un agrément de procédé. Les Codes et Réglementations définissent au niveau des procédés de soudage un certain nombre de paramètres dits essentiels: lorsqu'un de ces paramètres change, ou sort d'une fourchette, l'agrément n'est plus valable et doit être refait dans les nouvelles conditions.

Au niveau des agréments de procédés de soudage, on peut citer la question de la représentativité de l'agrément par rapport à la soudure réelle face à des éléments difficilement quantifiables comme certaines caractéristiques du métal de base (fibrage du métal de base forgé qui dépend de toute l'histoire thermomécanique subie, présence de ségrégations), le bridage qui dépend de la géométrie exacte de la pièce à l'échelle un, etc.

Les agréments de procédés ont donc dans les Codes et dans les Règlements un certain caractère conventionnel: leur représentativité mérite d'être mieux assurée.

La soudure réalisée dans le cadre de l'agrément fait l'objet de multiples contrôles non destructifs et destructifs: études métallographiques, mesures de dureté, caractéristiques mécaniques de traction, résilience, pliages, dans le métal déposé et dans la zone affectée par la chaleur. Ces essais font l'objet d'un rapport d'agrément de procédé.

Les produits d'apports de soudage font l'objet d'une recette, les soudeurs et les contrôleurs font l'objet d'une qualification suivie dans le temps:

- La vérification que tous les sous-traitants ont une compétence technique, les moyens de fabrication et de contrôle et une organisation adaptée à la prestation qui leur est demandée.

2) La phase de fabrication et de contrôle proprement dite

Il existe en atelier une liste des opérations de fabrication et de contrôle, ou un document de suivi, ou une gamme de fabrication, qui est remplie au fur et à mesure de la fabrication et qui indique les spécifications avec leur indice réellement utilisées, avec la date de l'opération et l'émargement du responsable. Des points d'arrêts sont prévus pour la surveillance des opérations de fabrication et de contrôle par les inspecteurs du service d'assurance de la qualité du fabricant et par les inspecteurs du constructeur et de l'exploitant, qui donnent l'autorisation de continuer la fabrication après s'être assurés que tout est conforme.

Les opérations de contrôle donnent lieu à des procès-verbaux de contrôle, les opérations de soudage à des fiches techniques de soudage, les traitements thermiques à des enregistrements de températures.

Il est bien évident que les réalisations industrielles ne peuvent supprimer totalement l'existence de non-conformités ou anomalies: ce sont des opérations dont le déroulement ou les résultats obtenus ne sont pas conformes à ce qui était prévu ou exigé.

Ces anomalies doivent être découvertes et traitées de façon satisfaisante.

L'arrêté du 26 février 1974 précise que si dans une partie quelconque de l'appareil est découvert un défaut non explicitement toléré dans les spécifications techniques, cette partie ne peut être utilisée qu'après avoir fait l'objet d'une réparation et d'un nouveau contrôle montrant que le défaut a été éliminé. Néanmoins, si le défaut ainsi constaté est considéré comme acceptable eu égard à la sécurité de l'appareil, le constructeur n'est pas tenu à cette obligation. Le constructeur doit alors établir une note justificative qu'il joindra au procès-verbal de contrôle.

3) La phase aval

L'ensemble des documents décrivant la manière dont les produits ont été réalisés et contrôlés ainsi que les résultats des contrôles (c'est-à-dire les listes des opérations de fabrication et de contrôle remplies, les fiches techniques de soudage, les procès-verbaux de contrôle, les enregistrements de traitements thermiques, les fiches d'anomalie avec leur traitement, etc.) est rassemblé en un dossier dit dossier constructeur ou dossier de fin de fabrication.

Ce dossier joue un rôle fondamental: celui de prouver que la qualité requise pour le produit a bien été obtenue. Ce dossier est également indispensable pendant la vie de l'appareil: on peut avoir un besoin impérieux de s'y reporter pour savoir ce qui s'est exactement passé en fabrication dans telle ou telle zone, suite, le cas échéant, à des incidents en service ou à des constatations lors des inspections en service, ou en cas de nécessité de réparation par exemple. Ce dossier est archivé pendant la durée de vie de l'appareil.

Le service chez le constructeur, qui couvre les trois phases ci-dessus, qui sont de la plus haute importance pour l'obtention de la haute qualité désirée pour l'appareil, est le service de contrôle de la fabrication ou service qualité.

L'arrêté du 26 février 1974 précise que le constructeur devra disposer d'un service de contrôle de la fabrication qui devra avoir libre accès à tous les ateliers de fabrication. Il devra avoir l'indépendance, la compétence, l'autorité et les moyens nécessaires à la bonne exécution de sa mission.

Compte tenu de la vocation du présent volume, nous ne parlons pas ici des très importantes questions liées à l'organisation et l'assurance de la qualité (cf. introduction).

4–Codes et réglementations en matière de matériau

Dans le domaine des matériaux, l'arrêté du 26 février 1974 demande au constructeur d'établir un «dossier matériau» pour chaque matériau utilisé. Ce dossier comprend:

- le mode d'élaboration et la composition chimique,
- les procédés de mise en forme utilisés avec les spécifications techniques de recette des différentes étapes de la fabrication; les caractéristiques mécaniques aux divers stades de la fabrication;
- les traitements thermiques subis aux divers stades de la fabrication.

Les résultats des études (bibliographiques et/ou entreprises par le constructeur) sur:

Métal de base et joints soudés (métal déposé, ZAT)

- les caractéristiques de traction et de résilience,
- la résistance du matériau au dommage de fatigue oligocyclique,
- la ténacité (résistance à la rupture brutale),
- la vitesse de fissuration,
- la résistance du matériau aux différents types de corrosion que l'on peut rencontrer dans l'appareil,

Les joints soudés

- le vieillissement (cas des joints soudés et des matériaux moulés austénoferritiques),
- l'effet de l'irradiation (pour l'acier de cuve A 508 cl 3 et ses joints soudés),
- la soudabilité; la soudabilité recouvre notamment les procédés et conditions de soudage utilisés, les contraintes résiduelles et traitements thermiques, les caractéristiques mécaniques des joints soudés (métal déposé, ZAT), la résistance à la fissuration des joints soudés,
- les références d'emploi du matériau.

Ce dossier matériau est réactualisé en continu au vu des résultats des études en cours, il représente la connaissance qu'a le constructeur des matériaux qu'il utilise et à ce titre, joue un rôle très important sur la qualité des appareils. Il faut souligner que le constructeur a entrepris de nombreuses études pour mieux connaître et caractériser les matériaux utilisés; on peut citer à titre d'illustration:

- l'étude de l'évolution des caractéristiques mécaniques de l'acier de cuve A 508 cl 3 du fait de l'irradiation: évolution des caractéristiques de traction, de fatigue, de ténacité, de résistance à la fissuration, du métal de base et des joints soudés;

• l'étude de l'évolution des caractéristiques mécaniques des aciers austénoferritiques du fait du vieillissement: évolution des caractéristiques de traction, de résilience, de ténacité, de résistance à la fissuration...

• l'étude du comportement en fatigue (fatigue oligocyclique et vitesse de fissuration) du métal déposé et de la ZAT des joints soudés.

En ce qui concerne les problèmes de soudage, FRAMATOME a engagé des travaux (calculs et essais) dans le but de calculer les contraintes résiduelles de soudage en simulant numériquement l'opération de soudage. Les différentes étapes de calcul sont le calcul thermique transitoire de l'écoulement de la chaleur lors du soudage, le calcul métallurgique permettant de prévoir à l'aide du diagramme TRC les proportions des différentes structures métallurgiques formées compte tenu de l'histoire thermique, le calcul mécanique élastoplastique des contraintes et des déformations.

5–La surveillance en exploitation

5.1 Préparation de la surveillance en exploitation

Dans la conception de l'appareil, les mesures appropriées doivent être prises pour faciliter les opérations de surveillance en exploitation, c'est-à-dire les contrôles lors des visites complètes et des visites périodiques.

Dans le cas du circuit primaire des chaudières PWR, le constructeur et l'utilisateur ont confronté les zones particulièrement sollicitées et les possibilités de contrôle, et ont dressé la liste des améliorations souhaitables. Ainsi ont été rencensés et entrepris un certain nombre d'études et de travaux en vue:

• de permettre le contrôle en service de certaines zones de l'appareil par la création et la mise au point de méthodes et d'automates de contrôle non destructif (contrôle télévisuel, contrôle ultrasons, contrôle radio, contrôle par ressuage); certaines de ces études vont jusqu'à repousser les limites des méthodes de contrôle actuelles: contrôle des soudures inox par exemple.

• de faciliter, d'améliorer, ou de permettre le contrôle de certaines zones par des modifications de conception de l'appareil, de son calorifugeage, de son supportage.

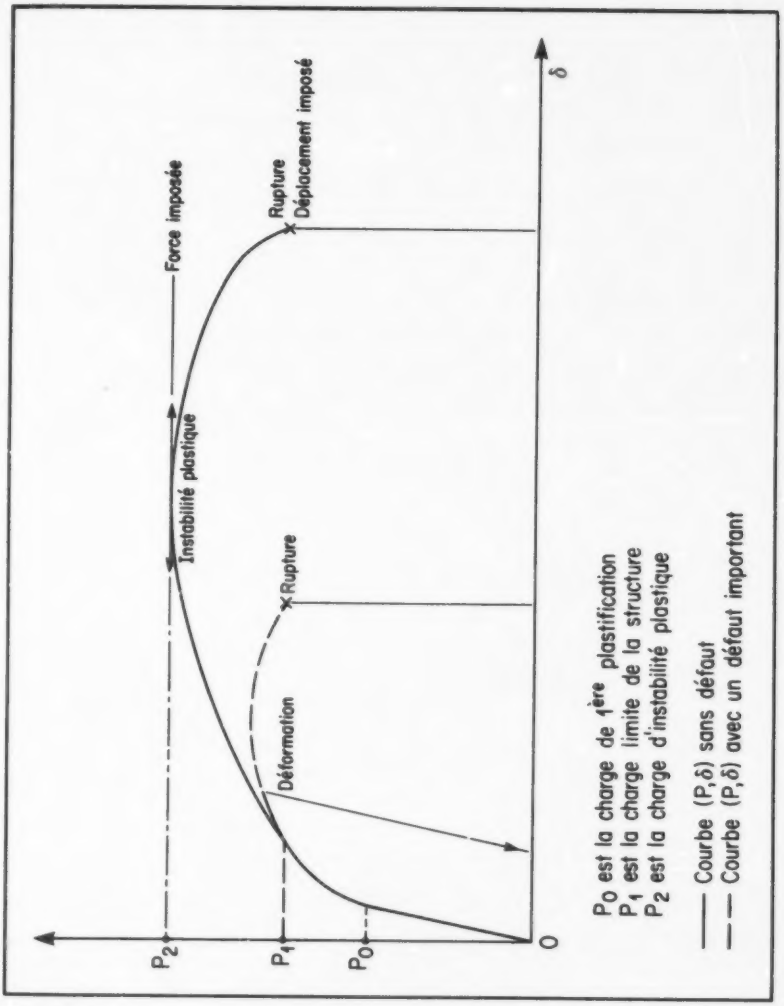


Figure 1
Courbe (P, δ) d une «structure» sous chargement monotone croissant.

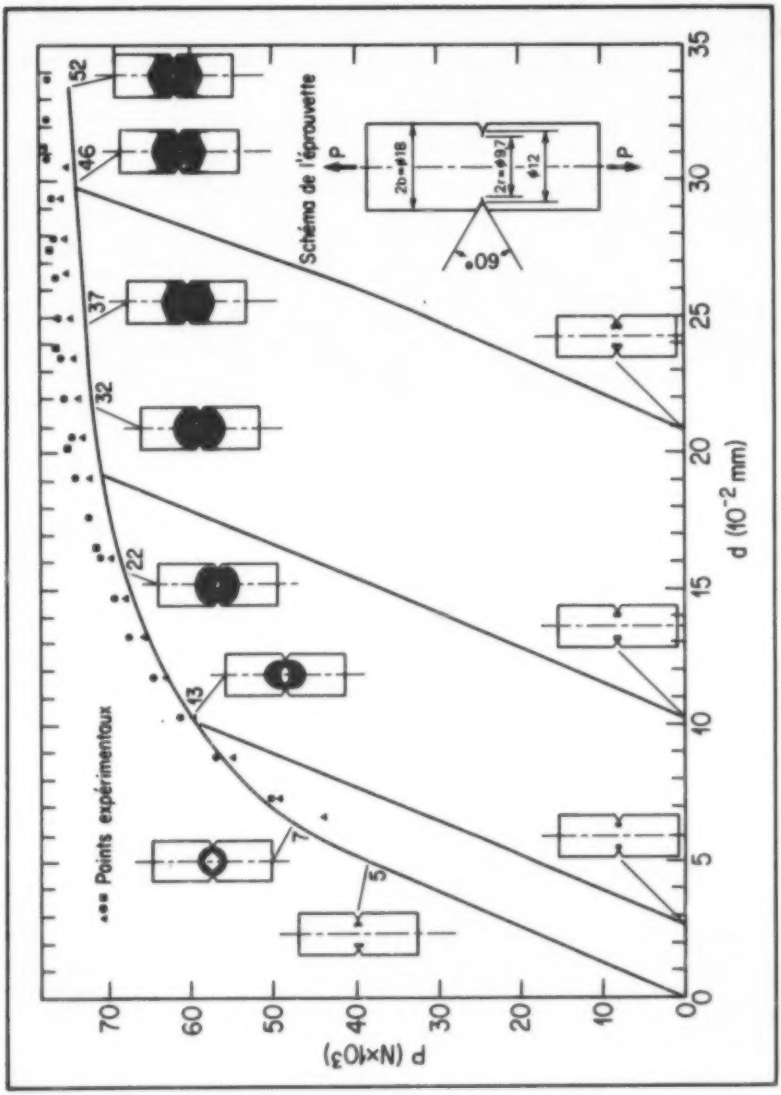


Figure 2
Éprouvette axisymétrique fissurée — courbe force-déplacement.

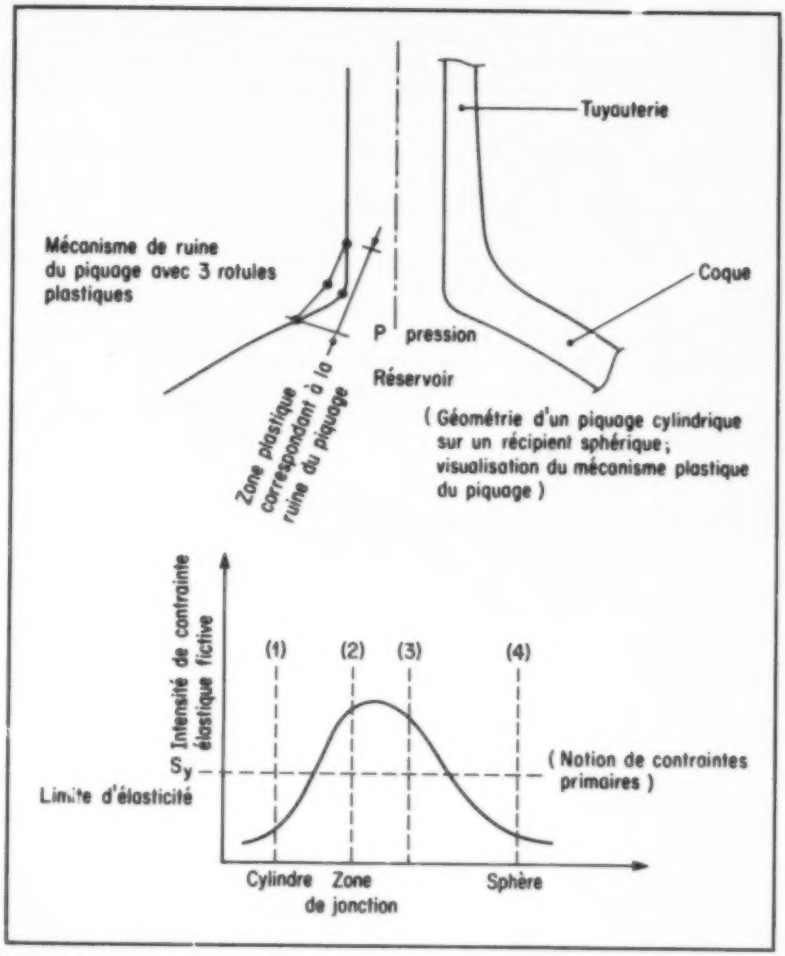


Figure 3
Illustration de la méthode de calcul du code ASME : piquage cylindrique sur un récipient sphérique.

Presque tous ces travaux ont pratiquement abouti, soit à la réalisation d'un appareillage de contrôle, soit à une modification de conception, soit à un abandon en cas d'impossibilité. Certains travaux plus fondamentaux tels que le contrôle ultrasons des inox sont encore en cours.

5.2 La surveillance en exploitation

L'arrêté du 26 février 1974 prévoit que l'utilisateur doit mettre en oeuvre les moyens nécessaires pour connaître l'évolution des défauts de l'appareil, constatés tant à l'issue de la construction qu'au cours de l'exploitation et pour mettre en évidence au cours de l'exploitation toute altération de l'appareil qui serait préjudiciable à la sécurité. L'ensemble des contrôles non destructifs réalisés lors des visites complètes (visite complète initiale, point zéro de l'appareil, visites complètes lors de chaque renouvellement d'épreuve hydraulique) et des visites périodiques annuelles remplissent ce rôle.

L'étude de l'évolution des caractéristiques mécaniques de l'acier de cuve A 508 cl 3 du fait de l'irradiation fait l'objet d'un programme de surveillance en exploitation particulier.